

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Dissertação de Mestrado

ESTUDO DO MECANISMO DE FORMAÇÃO DE LASCAMENTO EM CILINDROS
PRIMEIRO INTERMEDIÁRIOS UTILIZADOS EM LAMINADORES SENDZIMIR

Autor: Angelo Ferreira Costa
Orientador: Prof. Dr. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa
Co-orientador: Eng. Dr. Ricardo Augusto Faria

Abril / 2015

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Angelo Ferreira Costa

ESTUDO DO MECANISMO DE FORMAÇÃO DE LASCAMENTO EM CILINDROS
PRIMEIRO INTERMEDIÁRIOS UTILIZADOS EM LAMINADORES SENDZIMIR

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas
Gerais.

Área de concentração: Metalurgia da Transformação

Orientador: Prof. Dr. Ronaldo Antônio Neves Marques Barbosa

Co-orientador: Eng. Dr. Ricardo Augusto Faria

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

Abril / 2015

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho, com muito carinho, aos meus pais Benedito e Inocência e a minha esposa Jussara, que sempre estiveram ao meu lado, tendo compreensão nos momentos de ausência para me proporcionar a realização de mais esta etapa da minha vida.

AGRADECIMENTOS

A Deus, que esteve sempre à frente dos meus passos, me fortalecendo e capacitando.

Ao gerente da Laminação a Frio de Aços Inoxidáveis da Aperam, Clênio Santana pela oportunidade, pelo apoio, e por acreditar no meu desenvolvimento.

Ao professor Ronaldo Barbosa pela orientação dedicada, pela disponibilidade e ensinamentos transmitidos.

Ao Amigo e Professor Ricardo Augusto Faria pela orientação dedicada, pela disponibilidade e ensinamentos transmitidos.

Ao Prof. Alison Duarte pela orientação, desenvolvimento a respeito de cilindros de laminação, pela disponibilidade e ensinamentos transmitidos.

A toda minha família e amigos, em especial ao meu pai Benedito Martins, a minha mãe Inocência, aos meus irmãos Wagner e Marcelo e a minha querida esposa Jussara Andrade, que constantemente mostram que o conjunto de sinceros sentimentos que titulam de amor é infinitamente mais importante do que toda e qualquer ciência.

Ao colega Jose Carlos Batista, pelos conselhos, incentivo e apoio para realização do mestrado.

Aos colegas Cláudio, Geovane, Tarcísio e Willian do Centro de Pesquisas da Aperam meu agradecimento especial pela colaboração, análises e discussões a respeito do trabalho.

A todos os técnicos do laboratório do Centro de Pesquisa da Aperam, meu agradecimento especial pela colaboração na realização dos experimentos.

Aos amigos da retifica de cilindros que sempre estiveram disponíveis para realização dos experimentos. Ao Richard Lemes pelo apoio constante.

A GSU / USIRET pela ajuda na preparação e retirada das amostras nos cilindros.

A todos que não foram mencionados aqui, mas mesmo assim não deixaram de ser muito importantes na execução deste trabalho.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	1
2.	OBJETIVOS	2
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1	Processo de Laminação a Frio em Laminadores do tipo Sendzimir.	3
3.2	Os cilindros primeiro Intermediários	6
3.3	Deformação na Laminação a Frio em Laminador Sendzimir	8
3.4	Cálculo da Força na Laminação	11
3.5	Materiais dos Cilindros de Laminação	12
3.5.1	Aço ferramenta para cilindros	12
3.5.2	Aços-ferramenta para trabalho a frio	14
3.6	Microestrutura e tratamentos térmicos	17
3.6.1	Martensita revenida	23
3.6.2	Revenimento dos aços-ferramenta	25
3.6.3	Carbonetos nos aços-ferramenta.	27
3.7	Algumas propriedades e mecanismos dos aços ferramenta	31
3.7.1	Desgaste	31
3.7.2	Dureza	33
3.7.3	Tamanho de grão	34
3.7.4	Tenacidade	35
3.7.5	Usinabilidade	35
3.7.6	Fratura por Fadiga	35

3.8	Falha nos cilindros de laminação	37
3.8.1	Endurecimento dos Cilindros de Laminação	38
3.8.2	Fratura por fadiga de contato	41
4.	METODOLOGIA	44
4.1	Materiais utilizados.....	44
4.2	Ensaio superficiais	47
4.2.1	Ensaio não destrutivo por liquido penetrante.....	47
4.2.2	Ensaio de dureza superficial	47
4.2.3	Ensaio de dureza após retificação dos cilindros	48
4.2.4	Ensaio de microdureza radial Vickers	49
4.3	Caracterização microestrutural.....	51
4.3.1	Preparação da amostra para Metalografia	51
5.	RESULTADOS.....	53
5.1	Composição química dos cilindros	53
5.2	Medição de dureza superficial.....	53
5.3	Ensaio não destrutivo por liquido penetrante.....	55
5.4	Dureza dos cilindros durante a retificação.....	56
5.5	Ensaio de microdureza Vickers	58
5.6	Microestrutura	58
5.6.1	Microscopia óptica	59
5.6.2	Microscopia eletrônica de varredura.....	61
5.6.3	Identificação dos carbonetos da amostra do cilindro 1	63
6.	DISCUSSÕES	65

6.1	Composição química dos cilindros	65
6.2	Medição de dureza superficial.....	66
6.3	Microdureza	68
6.4	Ensaio não destrutivo por liquido penetrante.....	69
6.5	Microestrutura	69
6.6	Microscopia eletrônica de varredura.....	70
7.	CONCLUSÕES.....	72
8.	CONTRIBUIÇÕES DO TRABALHO	74
9.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	75
9.1	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	76

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1 - Arranjo dos cilindros em laminadores a frio ^{[1][8]}	3
Figura 3.2 - Esquema de um laminador tipo Sendzimir ^[4]	4
Figura 3.3 - Rolamentos de encosto usados no apoio em laminadores Sendzimir ^[4]	4
Figura 3.4 - Vista em corte de um laminador quádruo (a) e Sendzimir (b) mostrando a diferença no tipo de apoio ^[4-11]	5
Figura 3.5 - Relação entre o movimento dos eixos excêntricos e a abertura no cilindro de trabalho	6
Figura 3.6 - Sistema de deslocamento dos primeiros intermediários em um laminador tipo Sendzimir ^[4]	7
Figura 3.7 - Ponta cônica no cilindro primeiro intermediário sem força (a) e com força durante do processo de laminação.....	7
Figura 3.8 - Geometria do primeiro intermediário utilizada em laminadores tipo Sendzimir	8
Figura 3.9 - Forças atuando durante a laminação ^[1]	9
Figura 3.10 - Microestrutura do aço ferramenta AISI T15 estado temperado advindo da (a) metalurgia convencional (seta indica carboneto grosseiro); (b) metalurgia do pó (seta indica carboneto fino). Observado em microscópio óptico ^[20]	16
Figura 3.11 - Esquema de uma microestrutura típica dos aços-ferramenta e seus principais Constituintes ^[20, 21]	18
Figura 3.12 - Esquema representando o cisalhamento e a superfície associados à formação da martensita ^[20]	19
Figura 3.13 - Rearranjo atômico (carbono) - A) Célula unitária de cristal ferrítico. Cúbico de corpo centrado (CCC); B) Célula unitária de cristal austenítico. Cúbico de face centrada (CFC); C) Célula unitária de cristal martensítico ^[24]	20

Figura 3.14 - Curva representando o Ms conforme os teores de C nos aços, bem como o tipo de cristalografia esperada ^[20, 22]	22
Figura 3.15 - Situações de ocorrência de desgaste tipo adesivo.	31
Figura 3.16 - Situações de ocorrência de desgaste tipo abrasivo.	32
Figura 3.17 - Mecanismos de abrasão em aço ferramenta em ensaios de micro-abrasão com 0,25 N: (A) microcorte, ensaio com diamante 3 μm (B) microimpressões ensaio com SiC 4 μm ^[23]	33
Figura 3.18 - Área de fratura de um eixo aço carbono ^[20]	36
Figura 3.19 - Diagrama tensão x deformação para teste de tração. Definição do módulo de elasticidade V_0 e o coeficiente de endurecimento V_q ^[3]	39
Figura 3.20 - Propriedades mecânicas do aço ferramenta tratado termicamente vs a dureza após diferentes temperaturas de têmpera ^[3]	39
Figura 3.21 - Módulo de encruamento V_0 x à dureza do aço carbono em condições normalizadas ^[3]	40
Figura 3.22 - Coeficiente de endurecimento absoluto e relativo – como uma função da dureza derivado da Figura 3.14 ^[3]	40
Figura 3.23 - Distribuição de tensão de cisalhamento em contato, considerando rolamento puro, deslizamento puro e rolamento com deslizamento.	41
Figura 3.24 - Trinca nucleada na sub-superfície induzida por fadiga de contato	42
Figura 3.25 - Aspecto geral da falha prematura dos cilindros forjados mostrando a fragmentação (“Spalling”): (a) Cilindro 1, (b) cilindro 2 ^[9]	43
Figura 4.1 - Fluxograma de metodologia de trabalho.	44
Figura 4.2 – a) Torneamento do cilindro para a retirada das amostras. b) Esquema de retirada de amostra dos cilindros.....	46
Figura 4.3 – Esquema de corte mostrando as divisões das amostras para análise de microdureza e metalografia.	46
Figura 4.4 – Pontos de medição de dureza superficial	48

Figura 4.5 – Desenho esquemático dos cilindros mostrando os pontos onde foram medidos a dureza após os passes de retificação.	48
Figura 4.6 – a) Fotografia do disco com os cortes realizados na secção transversal do cilindro; b) Representação esquemática do corte realizado e do local onde as microdurezas foram medidas; c) Peça montada em baquelite mostrando local onde as identações foram realizadas.....	49
Figura 4.7 – a) Representação esquemáticas de uma indentação obtida na medição de microdureza Vickers; b) Fotografia mostrando indentações em amostra retirada do cilindro 01.....	50
Figura 4.8 – (a) Esquema mostrando as superfícies de análise metalográficas. (b) Amostra inicial para metalografia. (c) Amostra em baquelite para metalografia ótica e de varredura (Superfície 1). (d) Amostra para microscopia de varredura da superfície 02.....	51
Figura 5.1 – Medição de dureza superficial dos cilindros	54
Figura 5.2 – Análise de líquido penetrante no cilindro 01 mostrando a presença de microtrincas de provocadas por fadiga de contato, delimitada pelas linhas tracejadas.	55
Figura 5.3 – Análise de líquido penetrante no cilindro 02 mostrando não haver presença de trincas.	55
Figura 5.4 – Medição de dureza durante a retificação medidas a) a 50 mm da ponta do cilindro, b) a 350 mm e c) a 600 mm mostrando a variação ao longo do raio do cilindro.....	57
Figura 5.5 - Microdureza das amostras 01 e 02.	58
Figura 5.6 - Microestrutura do cilindro 01 na direção transversal, com ataque reativo de Nital 5% e aumento de 500 X.	59
Figura 5.7 - Microestrutura do cilindro 02 na direção transversal, com ataque reativo de Nital 5% e aumento de 500 X.	59
Figura 5.8 – Microestrutura dos cilindros 01 e 02 mostrando presença de inclusões. A) cilindro 01 e b) cilindro 02. Aumento de 100 x.	60

Figura 5.9 – Microestrutura do cilindro 02. Aumento de 1000x para medição do tamanho medio da inclusão.....	61
Figura 5.10 - Microestrutura da superfície do cilindro 01 obtida por microscopia eletrônica de varredura, utilizando elétrons secundários (a) e retroespalhados (b). Aumento 1000 x e 2000 x.....	62
Figura 5.11 - Microestrutura da Cilindro 01 obtida por microscopia eletrônica de varredura, utilizando elétrons secundários (a) e retroespalhados (b), após ataque com Nital 3%. Aumento 500 x e 2000 x.	63
Figura 5.12 - Identificação dos carbonetos na amotra 01, utilizando espectrometria de energia dispersiva. Aumento 3500 x.	63
Figura 5.13 – a) Espectro de energia dispersiva no ponto 01 e b) tabela de elementos químicos presentes em percentual de peso.	64
Figura 5.14 – a) Espectro de energia dispersiva no ponto 02 e b) tabela de elementos químicos presentes em percentual de peso.	64
Figura 6.1 – Gráfico de perfil de dureza nas posições de 50, 350 e 600 da borda do cilindro 01.....	66
Figura 6.2 – Gráfico de perfil de dureza nas posições de 50, 350 e 600 da borda do cilindro 02.....	67

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 - Classificação básica dos aços-ferramenta.....	13
Tabela 3.2 - Composição química dos principais aços-ferramenta para trabalho a frio.	15
Tabela 3.3 - Principais constituintes microestruturais e propriedades relacionadas.....	18
Tabela 3.4 - Comparação entre o revenido tradicional de um aço baixa liga e de um aço-ferramenta.....	26
Tabela 3.5 - Principais carbonetos nos aços-ferramenta ^[20, 24] .	28
Tabela 3.6 - Temperatura de formação dos carbonetos durante o revenido ^[20]	30
Tabela 4.1 – Especificação interna Aperam South America para composição química dos cilindros intermediarios.	45
Tabela 5.1 - Composição química dos cilindros.	53

LISTA DE NOTAÇÕES

LISTA DE NOTAÇÕES

- w - Largura do material
- e - Deformação convencional
- ε - Deformação logarítmica
- E - Módulo de Young
- h_0 - Espessura inicial
- h_f - Espessura final
- Δh - Variação entre espessura inicial e final
- L_p - Comprimento projetado do arco de contato
- MT - Torque aplicado nos cilindros de laminação
- N - Ponto neutro.
- P - Força de laminação
- p - Pressão específica
- R - Raio do cilindro.
- ΔR - Raio do cilindro deformado
- S - Tensão média de escoamento para o estado plano de deformação
- t_a - Tração avante
- t_r - Tração a ré
- v - Velocidade do material
- v_0 - Velocidade inicial
- v_c - Velocidade periférica do cilindro
- v_f - Velocidade final
- S_f - Deslizamento avante
- Y - Limite de escoamento médio para o ensaio de tração
- α - Ângulo de contato
- μ - Coeficiente de atrito na laminação
- ν - Módulo de Poisson
- MEV - Microscópio eletrônico de varredura;
- EDS – (Energy Dispersive Spectrometer) Espectrômetro de energia dispersiva;

RESUMO

Neste trabalho foram estudadas as causas de falhas nos cilindros primeiros intermediários utilizados em laminadores tipo Sendzimir. Foram analisadas amostras de dois cilindros de fornecedores diferentes, com composição química semelhante (0,8 C , 1,8 Mo, 1,8 W), com diferença apenas no percentual de cromo. As amostras dos cilindros foram retiradas através do processo de usinagem no centro do cilindro, com formato do disco de 10 milímetros de espessura e divididos posteriormente para análises de Dureza, microdureza, dureza durante a retificação, análises metalográficas em microscópio óptico e em microscópio de varredura eletrônica. As medições de dureza e microdureza mostraram uma variação entre a superfície e a camada abaixo da superfície, com uma profundidade de retificação de 0,8 mm. Na região próxima da superfície o cilindro 01 tem microdureza de 632 HV, enquanto o cilindro 02 apresentou dureza 714 HV. A análise metalográfica mostrou que o cilindro 02 apresentou quantidades superiores de inclusões que o cilindro 01, sendo o diâmetro máximo das inclusões oxidas em torno de 9 μm . O cilindro 01 apresentou carbonetos de tungstênio (W), com percentual 10 vezes maior que na matriz, tratando-se de um carboneto do tipo M_6C . O aumento do esforço de compressão próxima da superfície provocado pela transformação martensítica da austenita retida durante o trabalho ou pela a deformação plástica localizada na região próxima da superfície pode resultar no desenvolvimento de trincas de fadiga observadas no cilindro 01. A medição de dureza e microdureza dos cilindros mostraram variação quando medida transversalmente, ou seja, a partir da superfície de trabalho. O cilindro 02 demonstrou variação na camada subsuperficial até 1 mm de profundidade, sendo a mais propensa a de geração de microtrincas de fadiga e trincamento (Spalling), se houver acúmulo de tensão ou não eliminação da camada encruada de forma correta.

ABSTRACT

In this work, the causes of failure in the first intermediate rolls used in Sendzimir rolling mills were studied. Samples of two rolls from different suppliers were analyzed. They had similar chemical composition (0.8% C, 1.8% Mo, 1.8% W), differing only in chrome percentage. Samples of the rolls were taken by machining process in the center of the rolls, in a disk format of 10mm thickness, and then divided for analysis of hardness, micro hardness, hardness during grinding and metallographic analysis on optical microscope and on scanning electron microscope. Measurements of hardness and micro hardness showed a variation between the surface and the layer below the surface with a grinding depth of 0.8 mm. The area near the surface of roll 01 presented a hardness of 632 HV, whereas the hardness of roll 02 was 714 HV. Metallographic analysis showed that roll 02 presented higher amounts of inclusions than roll 01, and that the maximum diameter of oxides inclusions was around 9 μm . Roll 01 presented carbides of tungsten (W) with a percentage 10 times higher than the matrix, what give us a case of a M_6C carbide type. The increase in near-surface compressive stress caused by the martensitic transformation from retained austenite during the work or by the localized plastic deformation in the area near the surface can result in the development of the fatigue cracks, as observed in roll 01. The measurements of hardness and micro hardness showed variation when measured transversely, that is, from work surface to within. Roll 02 presented a variation in the subsurface up to 1 mm depth, being the most likely to the generation of micro cracks and fatigue cracking (Spalling), if there is an accumulation of tension or no correct elimination of the hardened layer. The result of surface hardness variation after grinding stage indicates a management gain related to the consumption of rolls per ton of rolled steel.

1. INTRODUÇÃO

O avanço da tecnologia de laminação incrementou as solicitações sobre os cilindros laminadores, e, portanto, o desenvolvimento de materiais mais resistentes ao desgaste, visando aumento da produtividade do laminador e melhor qualidade superficial. Os cilindros de laminação são componentes extremamente importantes nos processos de laminação, pois o contato destes com o material garantirá, entre outras coisas, a qualidade superficial do produto laminado.

Durante o processo de laminação os cilindros são submetidos a vários tipos de tensões, cargas que são transmitidas ao material. Os cilindros tendem a se deformar e a se adaptar em função do achatamento e do desgaste provocado durante o processo de laminação. A falha prematura de um cilindro de laminação a frio aumenta o custo dos cilindros e também provoca parada do laminador, que afeta a produtividade. As razões para a falha prematura dos cilindros de trabalho de aço forjado e endurecido por indução pode ser atribuída ao efeito combinado de fatores mecânicos e metalúrgicos.

O encruamento ou endurecimento dos cilindros acontece na superfície onde ocorre o contato com o material durante o processo de laminação. O mecanismo que provoca o encruamento é que todas as deformações plásticas do aço conduzem a um aumento na dureza e uma diminuição de ductilidade ao mesmo tempo. Cilindros com superfície muito dura, depois de estarem em serviço muitas vezes mostram um aumento de dureza, porque algumas partes realmente sofreram deformações plásticas. Isto pode ocorrer em áreas de maior pressão de laminação ou localmente devido à ruptura dos cilindros.

Neste trabalho será estudado o mecanismo de formação de lascamento em cilindros primeiro intermediários utilizados em laminadores tipo Sendzimir da Aperam South America, através de análise microestrutural e durante o processo de retificação entre cilindros de dois fornecedores.

2. OBJETIVOS

- Esta dissertação tem como objetivo estudar o mecanismo de formação de lascamento em cilindros primeiro intermediários utilizados em laminadores tipo Sendzimir da Aperam South America, através de análise microestrutural e durante o processo de retificação entre cilindros de dois fornecedores.
- Avaliar o processo de retificação dos cilindros de laminação, visando à redução do desgaste médio durante o processo de retificação, contribuindo para aumento da vida útil dos cilindros e atendimento aos requisitos de qualidades demandados pelo mercado.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Processo de Laminação a Frio em Laminadores do tipo Sendzimir.

Para uma melhor compreensão, essa seção tem como objetivo oferecer uma explicação concisa de algumas características do processo de laminação a frio em Laminadores do tipo Sendzimir e sobre os materiais utilizados em cilindros de laminação.

Na laminação a frio o material é submetido a tensões compressivas altas, resultantes da ação de prensamento dos cilindros, a tensões cisalhantes superficiais, e a tensões de tração, no caso de laminação com tração avante e a ré, que juntamente com as forças de fricção são responsáveis pelo ato de puxar o metal através do laminador ^{[1][8]}. Devido às elevadas tensões de compressão e as restrições geométricas e de arrastamento, raramente se conseguem as dimensões finais desejadas em única etapa de laminação, sendo necessário realizar o processo em vários passes. A configuração em pirâmide dos cilindros transmite a força de separação entre os cilindros de trabalho aos cilindros intermediários, destes ao conjunto de rolamentos de encosto e finalmente à cadeira monobloco do laminador.

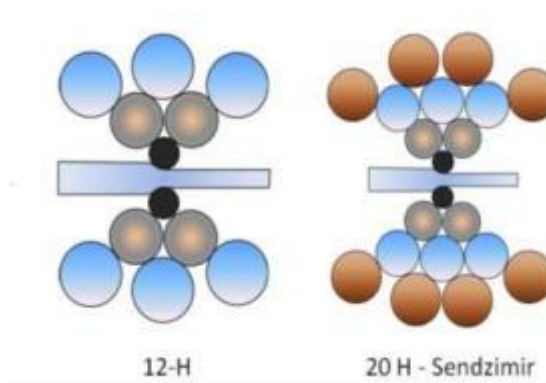


Figura 3.1 - Arranjo dos cilindros em laminadores a frio ^{[1][8]}.

Com a intenção de reduzir ao máximo o diâmetro dos cilindros de trabalho, uma vez que a força de laminação aumenta com o diâmetro dos cilindros numa taxa maior que $D^{1/2}$, Rohn por volta de 1925 propôs a utilização de laminadores com dez ou 18 cilindros de apoio para o cilindro de trabalho ^[1]. O conceito básico de Rohn foi desenvolvido com muito sucesso por Tadeusz Sendzimir ^[1], tendo grande aceitação

em todo o mundo, principalmente para a laminação de aços inoxidáveis e aços elétricos, devido às forças de laminação elevadas para estes tipos de aço. A cadeia do Laminador Sendzimir, tipo monobloco, suporta um arranjo de cilindros dispostos conforme mostra a Figura 3.2.

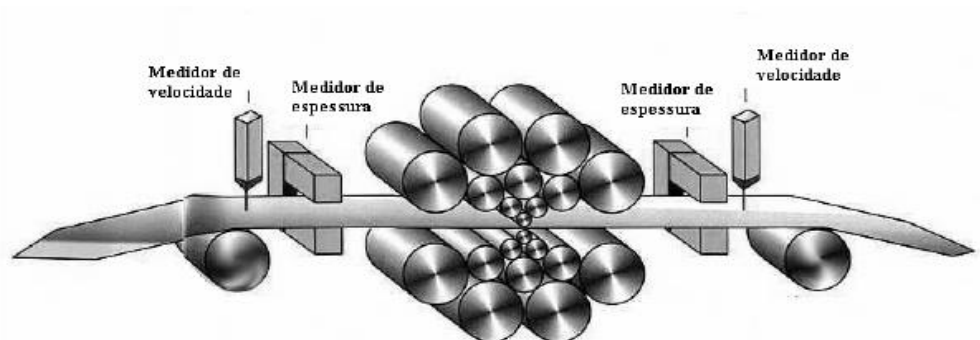


Figura 3.2 - Esquema de um laminador tipo Sendzimir ^[4].

A ideia fundamental dos laminadores Sendzimir está na forma que se dá o apoio ao cilindro de trabalho. Em uma cadeia simples, compacta e extremamente rígida têm-se os cilindros de trabalho apoiados em toda sua largura por quatro cilindros intermediários, sendo dois superiores e dois inferiores. Em sequência têm-se os cilindros intermediários apoiados por mais três cilindros superiores e três inferiores, chegando finalmente aos rolamentos de encosto, composto por um eixo e uma sequência de rolamentos, que formam a última camada de sustentação para o conjunto ^[4] como mostrado na Figura 3.3.

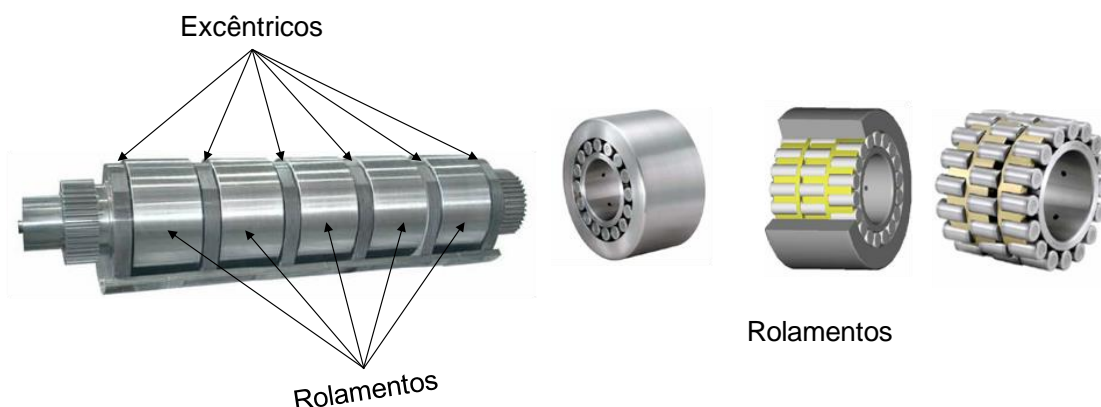


Figura 3.3 - Rolamentos de encosto usados no apoio em laminadores Sendzimir ^[4].

A diferença existente no tipo de apoio usado em laminadores Sendzimir é que a força é distribuída ao longo de um eixo com vários mancais (Figura 3.4 a), e não apenas nos

mancais nas extremidades, como é o caso dos laminadores convencionais (duo, quádruo, etc), reduzindo substancialmente a flexão dos cilindros durante a laminação (Figura 3.4 b).

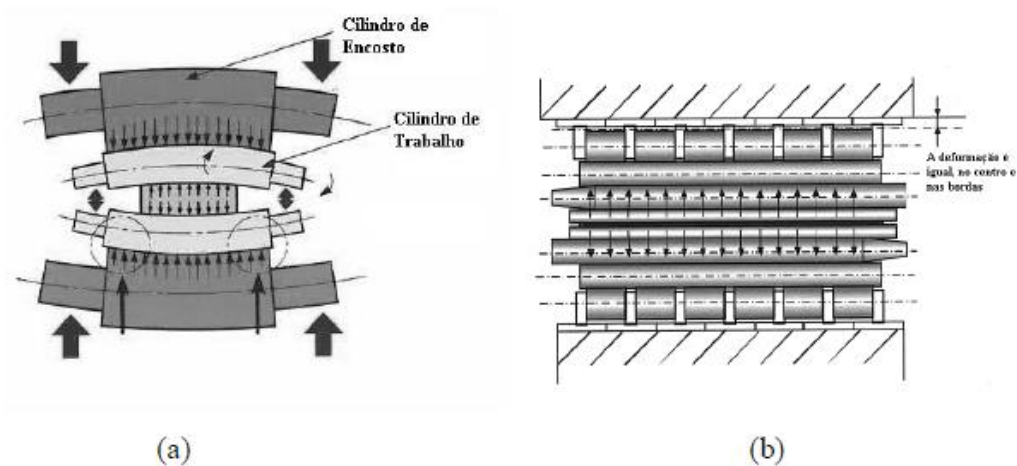


Figura 3.4 - Vista em corte de um laminador quádruo (a) e Sendzimir (b) mostrando a diferença no tipo de apoio^[4-11].

O movimento de abrir e fechar dos cilindros de trabalho se dá por intermédio de eixos excêntricos, onde são montados os rolamentos de encosto. Esta concepção proporciona a este tipo de laminadores um efeito de alavanca, aumentando a força disponível para a laminação.

A Figura 3.5 mostra a relação entre os movimentos nos eixos excêntricos e o movimento correspondente à abertura dos cilindros. A relação de ampliação da força depende da posição angular onde se encontram os eixos excêntricos e também dos diâmetros dos cilindros. Um modelo matemático, baseado em equações trigonométricas, é usado para calcular esta relação, que varia de 19 a 23.

Por outro lado à medida de abertura entre os cilindros, que é de fácil medição em outros tipos de laminadores, nos do tipo Sendzimir torna-se mais complexa e menos precisa.

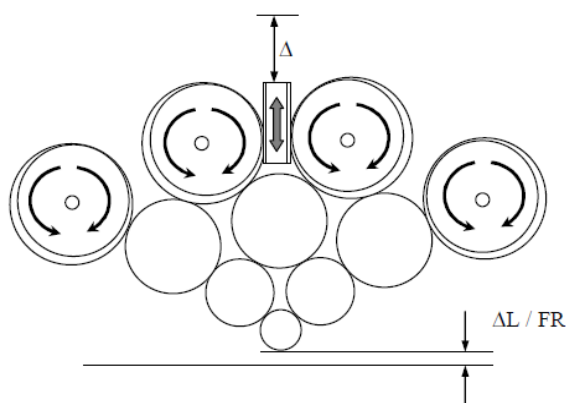


Figura 3.5 - Relação entre o movimento dos eixos excêntricos e a abertura no cilindro de trabalho.

Uma vez que os cilindros de trabalho são apoiados ao longo de seu comprimento pelos cilindros intermediários, as deflexões dos cilindros são mínimas fazendo com que tolerâncias de espessura muito exigentes possam ser alcançadas ao longo da largura da tira. O diâmetro reduzido dos cilindros de trabalho permite ainda a execução de reduções elevadas, facilidade de troca, alta produtividade e qualidade superficial satisfatória, muitas vezes sem a necessidade de etapas de recozimento intermediário mesmo para espessuras finais muito reduzidas ^[1].

3.2 Os cilindros primeiro Intermediários

Com o intuito de evitar o efeito de sobrelaminação nas bordas do material, os laminadores do tipo Sendzimir são providos de um recurso chamado de ajuste de conicidade. Os cilindros primeiros intermediários possuem uma de suas pontas cônica, sendo os superiores cônicos do lado de operação e os inferiores cônicos do lado de acionamento do laminador, ou vice-versa. Através de movimentos axiais promovidos por atuadores hidráulicos ou mecânicos, é possível alterar o posicionamento da região cônica relativo ao material laminado, como ilustrado na Figura 3.14.

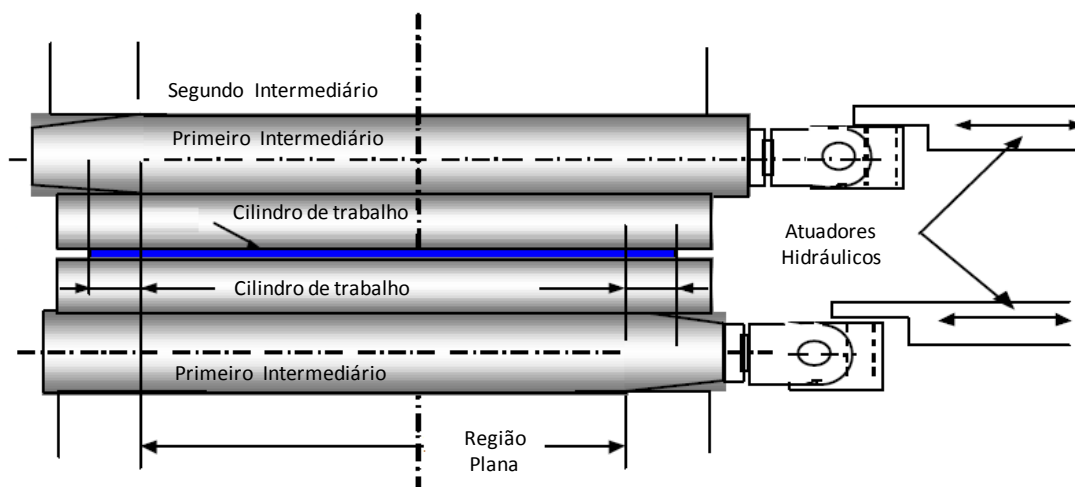


Figura 3.6 - Sistema de deslocamento dos primeiros intermediários em um laminador tipo Sendzimir [4].

Isto causa uma alteração na região que apoia o cilindro de trabalho, permitindo uma leve flexão do mesmo, fazendo com que a força de laminação nas bordas do material seja diminuída. Este efeito pode ser visto de forma exagerada na Figura 3.7, onde ocorre uma leve flexão no cilindro de trabalho sob o efeito da força de laminação, na região que está sob a parte cônica do primeiro intermediário.

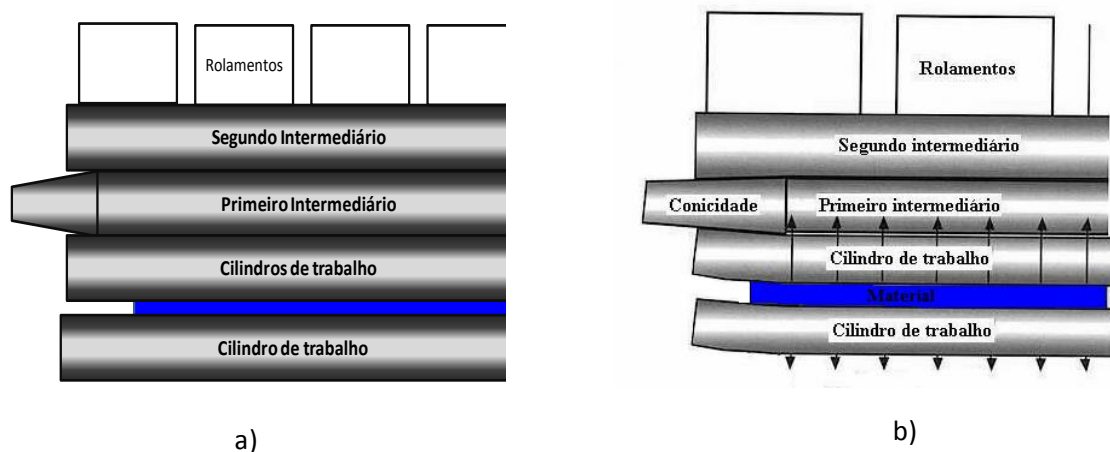
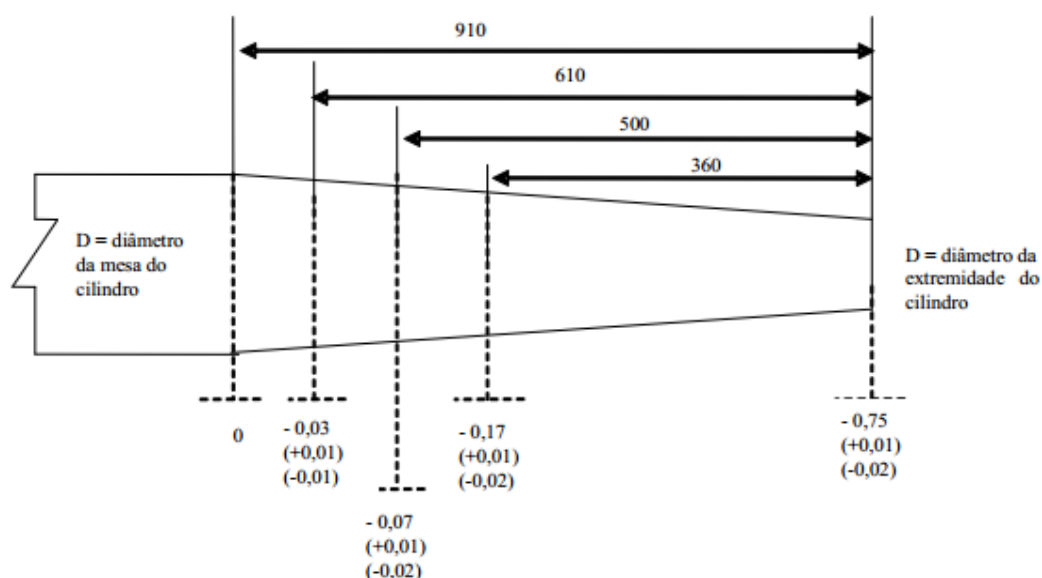


Figura 3.7 - Ponta cônica no cilindro primeiro intermediário sem força (a) e com força durante o processo de laminação.

Esta conicidade utilizada nos cilindros primeiros intermediários pode variar em função da largura do material, da espessura inicial e da espessura final, das características

mecânicas, das condições de perfil e forma do material, entre outros fatores. A Figura 3.8 mostra a geometria do primeiro intermediário, com conicidade de 0,75 mm (Diferença entre o corpo do cilindro e a extremidade), com comprimento de conicidade de 910 mm.



- Geometria do Taper 910 (D-d = 0,75 mm):

Posição a partir da extremidade do cilindro (mm)	910	610	500	360	0
Diferença de diâmetro (mm)	-0,00	-0,03	-0,07	-0,17	-0,75

Figura 3.8 - Geometria do primeiro intermediário utilizada em laminadores tipo Sendzimir

3.3 Deformação na Laminação a Frio em Laminador Sendzimir

Considerando o arco de contato L_p , formado entre os cilindros de trabalho e a chapa sendo laminada representados na Figura 3.9, a largura da chapa w e a força de laminação P , a pressão específica nos cilindros de laminação é dada por:

$$p = \frac{P}{wL_p} \quad (3.0)$$

Estas tensões geradas nos cilindros de laminação são altas o suficiente para gerarem dois tipos importantes de distorção elástica: uma flexão causando variação de espessura ao longo da largura da chapa (coroamento) e um achatamento na região que estão em contato com o material.

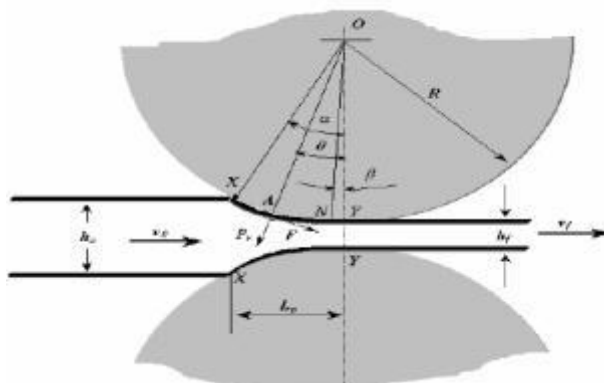


Figura 3.9 - Forças atuando durante a laminação ^[1]

A análise mais comumente usada para o achatamento de cilindros é a desenvolvida por Hitchcock⁽¹⁾, que representou a distribuição real de pressões com o achatamento elástico dos cilindros por uma distribuição elíptica. Com esta análise o raio do cilindro aumenta de R para R' .

$$R' = R \left(1 + \frac{16(1-\nu)P}{\pi E b (h_0 - h_f)} \right) \quad (3.1)$$

Onde R é o raio dos cilindros, R' é o raio deformado, ν é o módulo de Poisson, P é a força de laminação específica, E é o módulo elástico, e $(h_0 - h_f)$ é a variação de espessura.

Da mesma forma que as tensões são aplicadas nos cilindros de laminação são também aplicadas no material que está sendo laminado. Este, ao contrário dos cilindros, além da deformação elástica sofre também deformação plástica. Pode-se

calcular então a deformação (e) ocorrida em cada ponto do arco de contato. Admitindo-se deformação homogênea na espessura, a deformação convencional de um ponto genérico A , pertencente ao arco de contato é dada por^[4]:

$$e = \frac{h_i - h_f}{h_i} \quad (3.2)$$

Para o mesmo ponto, a deformação logarítmica é:

$$\varepsilon = \ln \frac{h_f}{h} = \ln \left(\frac{1}{1-e} \right) \quad (3.3)$$

E a espessura h da chapa no ponto A é:

$$h = h_0 + 2R(1 - \cos\theta) \quad (3.4)$$

Consequentemente, a expressão para deformação convencional fica:

$$e = 1 - \frac{h_f}{h} - \frac{2R}{h_f}(1 - \cos\theta) \quad (3.5)$$

E para deformação logarítmica,

$$\varepsilon = \ln \left[\frac{h_f}{h_i + 2R(1 - \cos\theta)} \right] \quad (3.6)$$

A partir da deformação logarítmica obtida pela Equação (3.6) é possível explicitar o valor do ângulo de contato, conforme mostra a Equação (3.7).

$$\theta = \arccos \left[1 - \frac{1}{2R} \left(\frac{h_i}{\exp(\varepsilon)_i} \right) - h_f \right] \quad (3.7)$$

3.4 Cálculo da Força na Laminação

Uma estimativa da força de laminação proposta por Orowan^[1-16] pode ser obtida considerando compressão homogênea no estado plano de tensão de uma chapa. A força (P) por unidade de largura (w) é:

$$\frac{P}{w} = 1,2 \bar{S} \sqrt{R\Delta h} \quad (3.8)$$

Sendo \bar{S} a tensão média de escoamento para o estado plano de deformação $\bar{S} = 1,15\bar{Y}$ e Δh a diferença entre a espessura inicial (h_0) e a espessura final (h_f). O valor 1,2 foi sugerido por Orowan^[1], aumentando o valor da força em 20% considerando o efeito do atrito. A Equação (3.8) fornece um valor aproximado da força de laminação e pode ser utilizada para estimativas rápidas.

Ekelund propôs uma estimativa da força de laminação através de cálculos analíticos, com o objetivo de se melhorar a precisão nos cálculos^[8]:

$$\frac{P}{w} = \bar{S} \sqrt{R'\Delta h} \left[1 + \frac{1,6 \mu \sqrt{R'\Delta h} - 1,2\Delta h}{h_0 + h_f} \right] \quad (3.9)$$

Sendo P a Força de laminação, w a largura do material, \bar{S} a tensão média de escoamento para o estado plano de deformação, R' o raio do cilindro deformado, μ o Coeficiente de atrito na laminação, h_0 a espessura inicial da chapa laminada e h_f a espessura final da chapa, sendo Δh a Variação entre espessura inicial e final da chapa. Esta equação produz resultados satisfatórios num amplo intervalo de espessura e reduções. Levando-se em conta os valores de tensão avante (t_v) e a ré (t_r), o termo \bar{S} deve ser substituído por:

$$\bar{S} \left[1 - \frac{t_v + t_r}{2\bar{S}} \right] \quad (3.10)$$

O cálculo das forças em uma cadeia de laminação, em um laminador Sendzimir, tem efeitos significativos sobre os materiais laminados a frio. De acordo com os parâmetros de laminação e o plano de passes, o contato da força e a resultante da força em cada rolo da cadeia podem ser determinados para o estado estático e durante a laminação ^[16].

3.5 Materiais dos Cilindros de Laminação

Durante o processo de laminação a frio dos aços inoxidáveis, os cilindros são submetidos a vários tipos de tensões, cargas que são transmitidas ao material. Os cilindros tendem a se deformar e a se adaptar em função do achatamento e do desgaste provocado durante o processo de laminação, demonstrado através das equações (3.8) e (3.9).

Os cilindros de laminação utilizados nos laminadores Sendzimir são basicamente de aço ferramenta ou aço rápido ⁽⁴⁾. Os cilindros devem resistir a choques mecânicos e térmicos, deve ter excelente resistência ao desgaste e pequena deformação plástica. Com o advento dos laminadores mais rápidos e ao aumento de carga, a qualidade dos cilindros precisa ter excelente desempenho e de um processo de melhoria contínua ^(4, 14).

3.5.1 Aço ferramenta para cilindros.

De maneira geral pode-se definir “aços-ferramenta” como uma classe de materiais utilizados para transformação de outros materiais. A correta escolha do aço-ferramenta para trabalhar em condições denominadas de “a frio”, “a quente”, “corte” e outras aplicações é a garantia de que o desempenho esperado será atendido.

A principal e mais difundida classificação dos vários tipos de aço-ferramenta foi desenvolvida pela AISI (American Iron and Steel Institute), organizando os mesmos, baseando-se em pontos fundamentais como elementos de liga, aplicação ou tratamento térmico. A tabela 3.1 apresenta uma classificação dos aços-ferramenta ^[19, 20, 20].

Tabela 3.1 - Classificação básica dos aços-ferramenta.

Grupo	Características	Símbolo AISI
Aços para trabalho a frio	Alto C, alto Cr	D
	Endurecido ao ar	A
	Endurecido ao óleo	T
Aços rápidos	Ligado ao Mo	M
Aços para trabalho a quente	Ligados ao Cr, W e Mo	H
Aços-ferramenta baixa liga	Endurecido em H ₂ O	W
Aços resistentes ao choque	Médio carbono (tenacidade)	S
Aços-ferramenta para moldes	Baixo carbono (estampabilidade)	P

Os aços rápidos são assim denominados em face da capacidade que apresentam de usinar materiais em elevadas velocidades de corte. São aplicados como ferramentas de torno, plaina, brocas, fresas, dentre várias aplicações que envolvem corte, desbaste e acabamento. A principal característica desses aços é a chamada resistência ao revenido, propriedade esta que permite manter inalterada a resistência mecânica mesmo quando aquecido na faixa de temperatura entre 500 e 600°C, que ocorre pelo efeito do atrito quando do corte, usinagem ou acabamento produzido pela ferramenta. Tal fato se explica pelos altos teores de elementos de liga formadores de carboneto, como W, Mo, V e Cr, que possuem afinidade com o carbono nesta faixa de temperatura. Assim, mesmo submetidas a uma faixa de temperatura típica de revenido, as ferramentas de aço rápido apresentam um pico de dureza responsável por manter a qualidade da operação, bem como um incremento da vida útil das mesmas ^[19, 20, 20].

Os aços-ferramenta para trabalho a quente, designados como grupo H na classificação do sistema AISI, são aplicados para o processamento a quente de aços, ferros fundidos e ligas não ferrosas em geral. Constituem matéria-prima para matrizes de forjamento a quente, facas de tesouras para corte a quente, molde de extrusão a quente, entre outras ^[22].

Os aços-ferramenta designados pelos grupos W, S e P, também denominados aços-ferramenta baixa liga, apresentam moderados teores de carbono e reduzidos teores de elementos de liga. Este grupo de aços-ferramenta apresenta menor custo, e são utilizados em aplicações de média intensidade ou bem específicos ^[18, 19, 20].

3.5.2 Aços-ferramenta para trabalho a frio

Como o próprio nome indica, tal família se aplica na conformação a frio de peças e componentes em aços, ferros fundidos e materiais não ferrosos. Destaca-se na fabricação de ferramentas para dobramento, conformação, estampagens, extrusão, além de punções, matrizes de perfis, laminadores de rosca e ferramentas para calibração ^[20, 21 22].

Os aços-ferramenta para trabalho a frio normalmente não apresentam elementos de liga em teores suficientes que possam promover o endurecimento secundário, evitando assim a queda das propriedades mecânicas quando expostos a temperaturas superiores a 250°C. Exceção feita para aços alto C – alto Cr.

Como na maioria das famílias dos aços-ferramenta ligados, a estrutura dos aços-ferramenta para trabalho a frio consiste em uma matriz de martensita revenida contendo dispersão de carbonetos complexos. Pelas próprias aplicações, os aços-ferramenta para trabalho a frio apresentam alta resistência ao desgaste, alta dureza e estabilidade dimensional. Como no caso dos demais aços desta classe, embora as propriedades tribológicas sejam as mais evidentes nos estudos dos aços-ferramenta para trabalho a frio, as propriedades mecânicas se apresentam como fator relevante para estes materiais, uma vez que tais aços ficam sujeitos a importantes solicitações mecânicas, estáticas e dinâmicas.

Os aços-ferramenta para trabalho a frio se subdividem em três classes distintas denominadas D, A e O. Todas as classes têm em comum altos teores de carbono, que potencializam os valores de dureza, aumentando a resistência ao desgaste. O que as difere são os elementos de liga, que afetam a quantidade e a distribuição dos carbonetos na matriz ^[19].

Na tabela 3.2 estão apresentados os principais aços-ferramenta para trabalho a frio e suas respectivas composições químicas ^[20, 21 22].

Tabela 3.2 - Composição química dos principais aços-ferramenta para trabalho a frio.

Designação AISI	Composição Química (% em peso)								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
Aços-ferramenta para trabalho a frio temperáveis ao ar									
A2	0,95- -1,05	1,00 máx	0,50 máx	475 - 5,50	0,30 máx	0,90 -1,40	-	0,15- 0,50	-
A3	1,20- 1,30	0,40- 0,60	0,50 máx	475 - 5,50	0,30 máx	0,90 -1,40	-	0,80- 1,40	-
A4	0,95- 1,05	0,40- 0,60	0,50 máx	475 - 5,50	0,30 máx	0,90 -1,40	-	0,80- 1,40	-

Observa-se que os aços-ferramenta para trabalho a frio da classe A, também denominados “temperáveis ao ar”, são caracterizados pelos altos teores de C, Mn, médios teores de Cr e moderados teores de outros elementos de liga, com exceção do AISI A7. O resultado após tratamento térmico de têmpera e revenido é uma estrutura martensítica com fina dispersão de carbonetos. Esta classe de aços é aplicada em facas de cisalhamento, punções de corte, matrizes para conformação de moedas e outras semelhantes. Pelo fato de serem temperáveis ao ar, possuem a vantagem de minimizar os riscos ou tendência a trincas, assim como tendem a apresentar baixos valores de distorção durante o endurecimento, garantindo estabilidade dimensional, importante propriedade, por exemplo, quando usados como matrizes. O AISI A7 tem aplicação específica na extrusão de materiais de elevada dureza como materiais cerâmicos ^[21].

Os aços-ferramenta da classe O, também conhecidos como “temperáveis em óleo”, possuem altos teores de C e moderados teores de elementos de liga, suficientes para promover boa profundidade de endurecimento pela têmpera em óleo. Difere-se dos demais aços-ferramenta para trabalho a frio devido à baixa resistência ao revenido. As aplicações dos aços do grupo O incluem matrizes e punções para corte, conformação e calibradores para metais não ferrosos ^[20, 21 22].

Os aços-ferramenta alto C – alto Cr foram desenvolvidos durante a Primeira Guerra Mundial, com o objetivo de substituir os aços rápidos. Os valores de dureza a quente obtidos na época revelaram-se insuficientes para a referida substituição, tendo sido

notado, porém, que a presença de carbonetos em grande quantidade na matriz martensítica revenida aumentava consideravelmente a resistência ao desgaste [18, 19, 20].

Os teores elevados de C e Cr, além da presença de outros elementos de liga formadores de carbonetos, como o V, promovem uma estrutura com considerável fração volumétrica de carbonetos, responsável diretamente pela alta resistência aos mecanismos de desgaste [17, 18, 20]. Por outro lado, os aços-ferramenta para trabalho a frio, devido à forte presença de carbonetos, tendem a apresentar susceptibilidade às falhas catastróficas, devido à sua fragilidade.

O Cr é o principal elemento de liga presente nos aços da série D, com concentração nominal na ordem de 12,5% em peso. Este teor de Cr não é suficiente para a formação de um filme passivo estável, como nos aços inoxidáveis, uma vez que um grande percentual deste elemento se encontra na forma de carbonetos, tanto em estado recozido, como temperado e revenido [17, 20, 21]. Embora tais aços apresentem uma série de propriedades importantes para uma ferramenta, o processo de solidificação causa considerável segregação dos elementos de liga, fato que se constitui em desvantagem pela anisotropia gerada.

Na Figura 3.10 é mostrada uma comparação entre microestruturas resultantes da metalurgia convencional (a) e da metalurgia do pó (b), para um mesmo aço-ferramenta temperado [19].

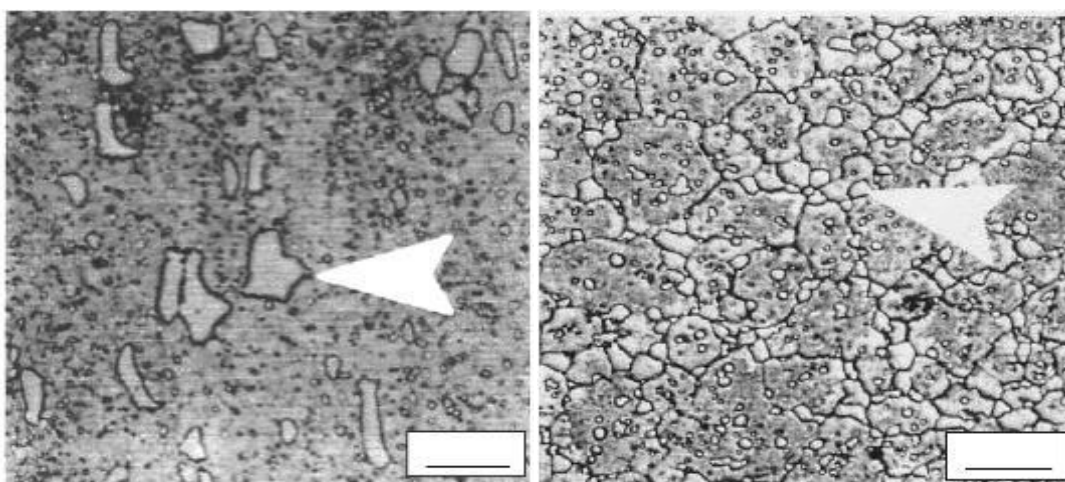


Figura 3.10 - Microestrutura do aço ferramenta AISI T15 estado temperado advindo da (a) metalurgia convencional (seta indica carboneto grosseiro); (b) metalurgia do pó (seta indica carboneto fino). Observado em microscópio óptico [20].

Na Figura 2 observa-se que o aço produzido a partir das técnicas e processo da metalurgia do pó, Figura 2b não apresenta uma microestrutura caracterizada por estrias ou bandeamento, mostrando tamanho, distribuição e morfologia homogênea dos carbonetos. Tais características são responsáveis pelo incremento da resistência ao desgaste, à capacidade de corte, a tenacidade, além de reduzir distorções típicas durante os tratamentos térmicos ^[20].

3.6 Microestrutura e tratamentos térmicos

Os aços-ferramenta, de uma maneira geral, são fornecidos pelos fabricantes na condição recozido e aplicados após tratamento de têmpera e revenido ^[19, 20]. O fornecimento dos aços-ferramenta na condição recozido (dureza na faixa de 220 a 300 HB) se justifica pela facilidade de se conformar e usinar os mesmos neste estado. A aplicação dos aços-ferramenta após a sequência de tratamentos de austenitização, têmpera e revenido se baseiam na necessidade destes materiais resistirem aos fenômenos de desgaste, presentes nas operações envolvendo fabricação de ferramentas, aliando dureza e tenacidade.

Os mais relevantes elementos microestruturais, presentes nos aços-ferramenta são a matriz metálica, os finos precipitados nela presente e as partículas duras, também envolvidas pela matriz. A matriz é responsável pela maior fração volumétrica da microestrutura, sendo esta normalmente de martensita revenida. Já os finos precipitados apresentam tamanho máximo de 50 nm e na maioria dos casos são coerentes com a matriz ^[20, 21], destacando-se os carbonetos de endurecimento secundário e fases intermetálicas.

As chamadas partículas duras apresentam tamanhos variados, entre 0,1 a 100 µm, sendo diretamente responsáveis pela resistência ao desgaste e pela queda nas propriedades como ductilidade e tenacidade dos aços-ferramenta ^[20 21]. Os carbonetos MC, M₂C, M₆C e M₇C₃ são os exemplos de partículas duras, onde “M” representa um elemento de liga metálica.

Na Figura 3.11 são mostrados, de forma esquemática, os principais elementos microestruturais presentes nos aços-ferramenta temperados e revenidos.

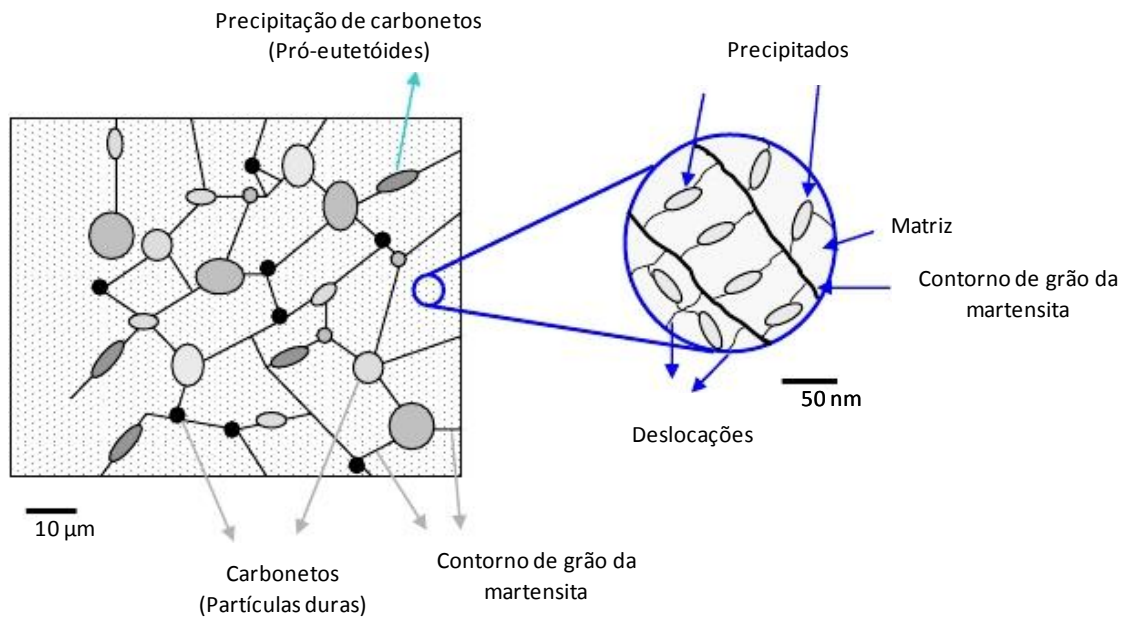


Figura 3.11 - Esquema de uma microestrutura típica dos aços-ferramenta e seus principais Constituintes ^[20, 21].

Na tabela 3.3 está apresentada uma relação entre os principais constituintes da microestrutura dos aços-ferramenta, Figura 3, e suas respectivas propriedades:

Tabela 3.3 - Principais constituintes microestruturais e propriedades relacionadas.

Constituinte	Propriedades Relacionadas
Matriz Metálica (martensita revenida)	- Tenacidade - Dureza - Fonte de C para endurecimento secundário - Fixar e estabilizar precipitados duros
Precipitados finos e discordâncias	- Dureza - Resistência ao desgaste - Resistência ao revenido
Partículas duras e precipitados pró-eutetóides	- Resistência ao desgaste - Dureza

No caso particular dos aços, a martensita é o produto do resfriamento rápido da austenita, caracterizando a transformação de fase pela não presença da difusão atômica.

martensítica. Os planos cristalográficos preferenciais da austenita, que variam de acordo com a composição química do aço, são aqueles onde os cristais de martensita se formam chamados de planos de hábito, um deles representado na Figura 3.12.

Outra característica importante representada nessa figura é a chamada “espinha de peixe”, considerada como o plano de início da formação de uma placa de martensita. Nos aços, a martensita é derivada da austenita, que apresenta estrutura cúbica de face centrada (CFC). A martensita por sua vez pode se apresentar cúbica de corpo centrada (CCC), hexagonal compacta (HC) ou tetragonal de corpo centrado (TCC).

A maioria dos aços média e alto carbono, como os aços-ferramenta, formam martensita com estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), uma forma distorcida da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Tal fato se dá porque os átomos de carbono nestes aços ocupam apenas uma das três possíveis posições intersticiais do octaedro. A tetragonalidade, medida pela relação entre os eixos a e c , aumenta com o teor de carbono ^[20, 21, 24]. A Figura 3.13 mostra arranjos típicos da ferrita, da martensita e as possíveis posições para os átomos de carbono na célula unitária.

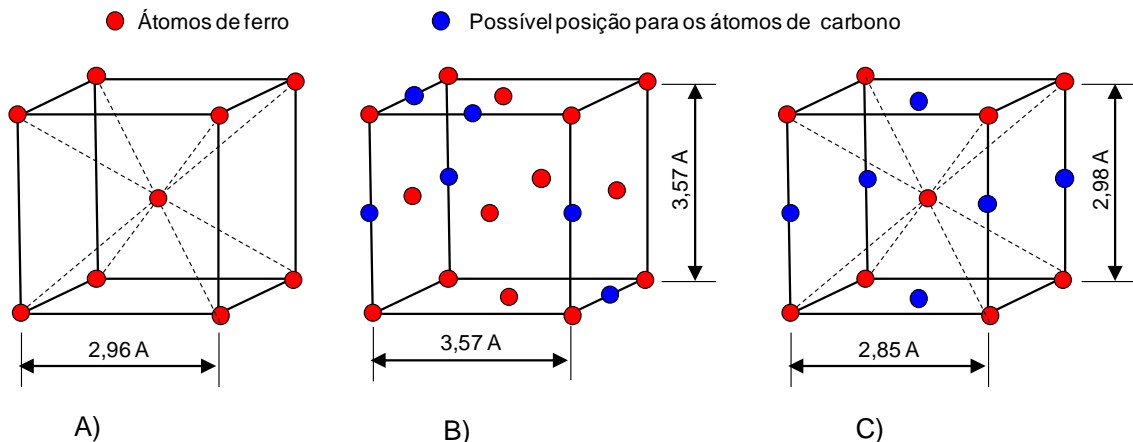


Figura 3.13 - Rearranjo atômico (carbono) - A) Célula unitária de cristal ferrítico. Cúbico de corpo centrado (CCC); B) Célula unitária de cristal austenítico. Cúbico de face centrada (CFC); C) Célula unitária de cristal martensítico ^[24].

O entendimento da estrutura martensítica dos metais ferrosos obteve importante avanço quando as técnicas de microscopia eletrônica de transmissão foram empregadas para observação desta estrutura. Os dois mecanismos de deformação plástica, escorregamento e maclação, observados nas transformações martensíticas, puderam ser melhor compreendidos. A partir deste período, sob o ponto de vista

cristalográfico, a martensita pode ser classificada em martensita escorregada (“lath martensite”) e martensita maclada (“plate martensite”) [17,18, 20,24].

A martensita escorregada, mais comum em aços baixo e médio carbono, possui planos de hábito que normalmente podem sofrer variações dentro de cada grão. O plano de hábito muda de acordo com a porcentagem de carbono. Aços com baixos teores de carbono apresentam plano de hábito {111} γ , enquanto que aços com teores entre 0,5 e 1,4% de carbono apresentam plano de hábito {225} γ . Aços com teor em carbono superior a 1,4% apresentam plano de hábito {259} γ . Há também uma relação de orientação entre o novo reticulado martensítico, tetragonal, com a austenita [20,24].

As unidades de martensita se formam no contorno das linhas de escorregamento, agrupadas em grandes pacotes. A subestrutura consiste de alta densidade de discordâncias arranjadas em células. Cada martensita escorregada é composta de inúmeras células de discordâncias com largura média de 2500Å. A densidade de discordâncias é estimada entre 0,3 e 0,9 x 10¹³ cm / cm³ [20, 24].

Outro tipo de martensita, mais predominante em aços alto carbono, é a martensita maclada. As unidades de martensita se formam como placas lenticulares individuais. A subestrutura da martensita maclada consiste de finas maclas com espaçamento de aproximadamente 50Å [20, 24]. Essas maclas geralmente não se prolongam para fora dos limites da placa, mas se degeneram em deslocamentos complexos junto à periferia da placa.

A temperatura na qual a transformação martensítica se inicia é chamada de “martensite start”, recebendo a sigla Ms. Na realidade, o Ms de um aço reflete a força termodinâmica necessária para iniciar a transformação da austenita em martensita.

A Figura 3.14 apresenta o significativo decréscimo dos valores de Ms para o aumento no teor de carbono dos aços. A participação da martensita escorregada, maclada e mista, em ligas Fe-C também está representada.

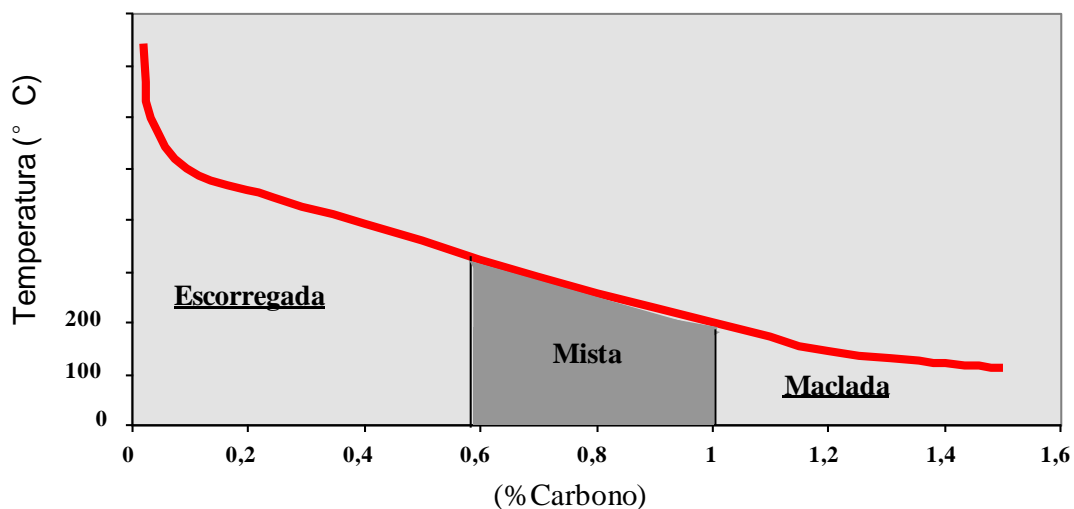


Figura 3.14 - Curva representando o Ms conforme os teores de C nos aços, bem como o tipo de cristalografia esperada ^[20, 22].

A curva que representa o Ms, mostrada na figura 3.14, indica o início da transformação martensítica, momento este em que coexistem a martensita e a austenita, sendo que se observa um acréscimo da martensita à medida que a temperatura decresce. A temperatura do final da transformação martensítica é chamada “martensite finish” levando a sigla Mf. De uma maneira geral, atribui-se um valor a Mf, correspondente a 120°C abaixo do Ms, embora esta diferença também varie de acordo com os teores de carbono e elementos de liga ^[18, 20, 22, 24].

Também se pode inferir pela Figura 3.14 a influência do teor de carbono na morfologia dos cristais na microestrutura martensítica. A martensita escorregada aparece relacionada aos aços baixo carbono, enquanto a martensita maclada se relaciona aos aços alto C, surgindo uma região de separação entre ambas, onde uma cristalografia mista se apresenta ^[24].

No caso específico dos aços-ferramenta, os elementos de liga formadores de carbonetos também influenciam a temperatura Ms. Embora os teores de C possuam grande participação na referida influência, elementos como Mn, Cr, Ni, Mo, Si, e W reduzem o valor da temperatura Ms. De fato, durante a austenitização a austenita se enriquece em C e elementos de liga (provenientes da dissolução de carbonetos) dificultando a transformação martensítica ^[20].

No que se refere às temperaturas de austenitização, sabe-se que para os aços carbono em geral, o aumento destas temperaturas, se revertem em crescimento de grão austenítico. De forma análoga a esferoidização, a força motriz termodinâmica que atua no crescimento do grão é a redução da energia interna de interface, traduzida pelo crescimento do grão às custas de grãos menores. O crescimento sem a presença de partículas segue de forma contínua à medida que cresce o tempo de exposição à temperatura de austenitização ^[20, 24].

Para os aços-ferramenta alta liga, os quais apresentam microestrutura com importante distribuição de partículas de segunda fase, o crescimento de grão é retardado. Assim, os carbonetos que coexistem em uma estrutura típica de aço-ferramenta, atuam com a função extra de controlar o tamanho de grão durante a austenitização ^[19, 20, 24].

Embora a transformação martensítica ocorra durante o resfriamento brusco da austenita nos aços-ferramenta, as características do grão austenítico estarão presentes após a obtenção da estrutura final temperada e revenida. Tais fatores influenciam as propriedades mecânicas e a tenacidade, importantes na aplicação das ferramentas.

3.6.1 Martensita revenida

Como as estruturas martensíticas são frágeis, o tratamento térmico do revenido se torna fundamental para o resgate parcial de uma estrutura com maior tenacidade. Na prática, o revenido é um tratamento térmico subcrítico que consiste em submeter os aços temperados a uma faixa de temperatura inferior à eutetóide, promovendo um patamar, seguido novamente de resfriamento até a temperatura ambiente, por repetidas vezes, se necessário ^[19,20,24]. Tal processo envolve a segregação do carbono em defeitos do reticulado, a precipitação de carbonetos, a decomposição da austenita retida e a recuperação e recristalização da estrutura martensítica. Assim, o objetivo do tratamento do revenido é facilitar fenômenos de difusão para se alcançar uma estrutura mais estável e menos frágil. Tais fenômenos ocorrem em escala nanoscópica e, assim como no caso da martensita, somente a partir do aperfeiçoamento das técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET) em meados da década de 50, assim como do desenvolvimento de ensaios com difração

de elétrons em áreas selecionadas, foi possível se compreender com mais exatidão os detalhes de uma estrutura martensítica revenida ^[20, 24].

Antes mesmo de se aplicar o tratamento térmico do revenido, os aços temperáveis podem, durante o resfriamento da têmpera, sofrer um processo de revenimento enquanto se forma a martensita, principalmente quando a temperatura de início de formação da martensita é relativamente elevada, possibilitando os processos de difusão do carbono. Este fenômeno recebe o nome de auto-revenido, e depende da velocidade de resfriamento, responsável por ditar o tempo de permanência nessas temperaturas.

Especificamente no caso de aços alta liga, isto é, com altos teores de carbono e elementos de liga, a martensita maclada se apresenta como microestrutura predominante. Neste caso, poucas posições de baixa energia (associadas a defeitos) se encontram disponíveis. Assim, a segregação do carbono para discordâncias parece não ser a única forma de migração ^[20, 24].

Referindo-se propriamente ao tratamento térmico do revenido, sabe-se que um aço com estrutura martensítica, submetido a tratamento térmico de revenido, segue uma sequência caracterizadas por três etapas distintas e superpostas, como segue:

a) Primeira etapa do revenido

No intervalo entre 100°C e 250°C, embora se obtenha um aumento da tenacidade, não se observam alterações estruturais via microscopia óptica. Nesta faixa de temperatura, o carbono pode se difundir através do reticulado da martensita, inicialmente migrando para os locais de baixa energia, como defeitos, formando aglomerados de carbono ou se precipitando na forma de um carboneto metaestável, hexagonal compacto (HC), denominado carboneto ϵ . Tal carboneto é semicoerente e apresenta estequiometria aproximada $Fe_{2,4}C$ ^[19, 20, 24].

Nos aços baixo carbono, a precipitação do carboneto ϵ é inibida durante o tratamento de revenido na faixa de 100°C a 250°C justamente porque o carbono nestes aços se encontra preferencialmente nos locais de discordâncias, o que representa baixa energia de ativação para formação de precipitados ^[20].

Em se tratando de aços com teores de carbono mais elevados e com presença de elementos de liga, devido à saturação de carbono nestes locais de baixa energia, a

precipitação de carbonetos se inicia rapidamente mesmo a temperaturas da ordem de 150°C. O carboneto “Hägg” de estequiometria Fe_5C_2 , estrutura monoclinica, inicia sua precipitação em aços alto carbono, na faixa de 200°C. Esse carboneto é metaestável sendo considerado um carboneto intermediário entre o ϵ e a cementita.

Um importante efeito do primeiro estágio é uma mudança do volume específico do metal. Neste caso o metal diminui de volume em vez de se expandir, como se observa na transformação da austenita para martensita. A matriz é dita martensita decomposta sendo uma estrutura tetragonal de baixo carbono ^[20,24].

b) Segunda etapa do revenido

No segundo estágio, as frações de austenita retida se transformam em estrutura bainítica em temperaturas entre 100°C e 300°C. Tal estrutura é basicamente composta de ferrita e carboneto ϵ . Este estágio é acompanhado de importante variação dimensional expansiva. Vale ressaltar a presença do referido carboneto nos dois estágios iniciais do revenido, destacando-se como diferença, a matriz em que estão inseridos. No segundo estágio destaca-se a matriz bainítica, composta de ferrita de estrutura cúbica ^[19, 20, 24].

c) Terceira etapa do revenido

Neste estágio, que ocorre normalmente na faixa entre 200°C e 400°C, os carbonetos ϵ se dissociam e o C em excesso se difunde ‘para fora’ da martensita, que perde a tetragonalidade, tornando-se essencialmente ferrita encruada e cementita. Assim como no primeiro estágio, o terceiro se caracteriza pela diminuição do volume de metal.

Para temperaturas superiores a 400°C, observa-se importante decréscimo nos valores de dureza mesmo para aços com médio teor de C, uma vez que o mecanismo de recuperação passa a atuar de forma mais intensa, com rearranjo e aniquilamento de discordâncias ^[19, 20, 24].

3.6.2 Revenimento dos aços-ferramenta

O tratamento térmico do revenido é usualmente aplicado para os aços-ferramenta com o objetivo de se atingir um balanço entre dureza e tenacidade, dependendo da

aplicação final da ferramenta, assim como promover o denominado endurecimento secundário. Este último fenômeno caracteriza-se pela precipitação de carbonetos secundários, responsáveis por importante incremento na resistência ao desgaste dos aços-ferramenta. Tal fenômeno foi primeiramente relatado por Bain e Jeffries em pioneiro estudo realizado em aços rápidos ^[19, 20, 24].

A precipitação de carbonetos na chamada quarta etapa do revenido, presente nos aços-ferramenta, é a maior responsável pelo incremento da dureza. Devido à presença de um alto teor de elementos de liga, os aços-ferramenta apresentam certas variações na sequência de transformações presentes nas etapas do revenido, quando comparados aos aços baixa liga. A tabela 3.4 apresenta a sequência de transformações para um aço baixa liga e um aço-ferramenta ^[19, 20, 24].

Tabela 3.4 - Comparação entre o revenido tradicional de um aço baixa liga e de um aço-ferramenta.

TEMPERATURAS DE REVENIDO	AÇO BAIXA LIGA (1)	AÇO- FERRAMENTA (2)
Etapa 1 100 a 250°C (1) 100 a 200°C (2)	Aglomerados de C e precipitação	Precipitados finos (carbonetos de transição)
Etapa 2 150 a 300°C 200 a 600°C	Austenita retida transformada em bainita	Austenita retida transforma-se em M ₃ C e ferrita
Etapa 3 200 a 400°C Acima 200°C	M ₃ C Fe ₃ C	M ₃ C
Etapa 4 Acima de 400°C		Endurecimento secundário (Carbonetos ligados)

Primeiramente, observando-se a tabela 7, nota-se que os aços-ferramenta podem apresentar uma quarta etapa do revenido, pelo mencionado fenômeno do endurecimento secundário, não presente para aços baixa liga ^[24]. Os aços ligados têm seu revenido modificado de acordo com o tipo e o teor dos elementos de liga. Pode-se também inferir que a primeira etapa do revenido também envolve o surgimento de carbonetos de transição e os efeitos dos elementos de liga como V, Cr, W e Mo

parecem não relevantes uma vez que estes, devido aos seus raios atômicos, ocupam posições substitucionais, necessitando temperaturas superiores para se difundirem ^[20].

A temperatura mais alta, durante a segunda e terceira etapas, ocorre à formação de carbonetos tipo M_3C , onde “M” designa o elemento de liga formador de carboneto. Alguns aços-ferramenta, como os aços rápidos e os aços para trabalho a frio alto C-alto Cr, a partir de 500°C, apresenta a referida quarta etapa do revenido (endurecimento secundário), que em termos de propriedades, retarda a queda das propriedades mecânicas, promovendo ainda um incremento nos valores de dureza ^[19, 20, 24].

De uma maneira geral, no caso dos aços-ferramenta, o aquecimento gerado pelo tratamento de revenido promove uma diminuição no super saturamento do carbono presente na estrutura martensítica. Na verdade, as temperaturas elevadas de revenido aplicadas para esta classe de aços permitem a difusão de átomos de elementos de liga substitucionais, fazendo com que ocorra a precipitação de carbonetos. Embora a martensita seja descrita nos aços-ferramenta como importante matriz, responsável pela manutenção do carbono na estrutura, deve-se ressaltar que a mesma apresenta importante papel quando se constitui em fonte de C para precipitação de carbonetos, responsáveis, por exemplo, pelo endurecimento secundário ^[20, 24].

3.6.3 Carbonetos nos aços-ferramenta.

Os aços-ferramenta são produzidos a partir de um projeto de liga que contendo elementos de transição, denominados formadores de carbonetos, como Cr, Mo, W e V. Tais elementos visam promover uma grande fração volumétrica de carbonetos gerando alta dureza e elevada resistência ao desgaste. Por outro lado, a complexidade observada nestas microestruturas leva esta classe de aços a apresentar baixos valores de ductilidade e tenacidade, além de difícil usinabilidade.

Durante o processo de solidificação, os aços-ferramenta começam a apresentar carbonetos que continuam a se formar durante o processamento a quentes e nos posteriores tratamentos térmicos como austenitização, têmpera e revenido ^[17, 20]. A tabela 3.5 apresenta uma lista e as características dos carbonetos que podem estar presentes nos aços-ferramenta. A letra “M” presente na designação dos carbonetos

representa um metal que pode ocupar um espaço no reticulado da estrutura cristalina do carboneto.

Tabela 3.5 - Principais carbonetos nos aços-ferramenta ^[20, 24].

Tipo	Reticulado	Dureza (HV)	CARACTERÍSTICAS
M ₃ C	Ortorrômbico	900	Derivado da cementita; "M" pode representar Mn, Cr e menos frequente W, Mo, V.
M ₂₃ C ₆	CFC	1300	Também presente com alta incidência nos aços-ferramenta alto Cr. O Cr pode ser substituído por W ou Mo.
M ₇ C ₃	Hexagonal	1600	Muito presente em aços-ferramenta alto Cr. Resistente à dissolução em altas temperaturas.
M ₆ C	CFC	1700	Carboneto onde "M" tipicamente é W ou Mo. Pode conter moderados teores de Cr e V.
M ₂ C	Hexagonal	2200	Carboneto rico em W ou Mo, típico de revenido, dissolvendo também consideráveis teores de Cr.
MC	CFC	3000	Carboneto rico em V. Extremamente estável e resistente ao desgaste.

Os carbonetos são partículas de elevada dureza, levando-se em conta que uma matriz temperada em um aço-ferramenta, apresenta valor médio de 800 HV ^[17, 20, 24].

Os carbonetos originados na fase líquida do aço-ferramenta são denominados carbonetos primários. A precipitação desses carbonetos ocorre durante a solidificação a partir de carbonetos em rede, situados nos contornos de grãos austeníticos. Os carbonetos primários com formato de "espinha de peixe" são associados aos tipos M₆C, enquanto os tipos M₂C são ligados ao formato de bastonetes e os tipos MC à forma globular. A distinção entre os carbonetos se torna difícil após submeter os aços-ferramenta à deformação plástica (como laminação e forjamento), a qual será responsável pelo rompimento do carboneto, dificultando ou impossibilitando seu reconhecimento. ^[17, 20, 24].

Além dos carbonetos primários, uma série de outros precipitados se formam nos aços-ferramenta, carbonetos estes classificados como secundários. Os carbonetos secundários, por sua vez, se subdividem em carbonetos advindos do recozimento e aqueles oriundos das etapas do revenido. A quantidade de carboneto secundário que precipita a partir da austenita durante o resfriamento da têmpera é muito baixa. Os mesmos podem ser observados como uma fina camada sobre os contornos de grão após a têmpera ^[20].

Sabe-se que na condição apenas temperado, os aços-ferramenta alta liga apresentam metade de seus elementos de liga em solução sólida na matriz martensítica. Após o tratamento do revenido, baixas porcentagens destes elementos permanecem na matriz. As primeiras precipitações de carbonetos ligados só ocorrem na chamada quarta etapa do revenido ou endurecimento secundário. Tais carbonetos se situam tanto nos contornos de grão como nos espaçamentos presentes na estrutura martensítica. Esta etapa pode ser considerada essencial para algumas aplicações dos aços-ferramenta que devem apresentar resistência ao revenido.

Conforme Roberts e Krauss ^[19, 21] aparecem em ordem decrescente quanto à efetividade no retardo da queda das propriedades mecânicas os elementos V, Mo, W, Cr, Si e praticamente nenhum efeito para Ni e Mn. Uma vez que os aços-ferramenta alta liga como os aços para trabalho a frio alto C– alto Cr possibilitam o endurecimento secundário, o revenido de tais ligas ocorre em temperaturas de até 570°C.

Na quarta etapa de revenido formam-se carbonetos coerentes, finamente dispersos na matriz. No endurecimento por precipitação coerente o reticulado cristalino da matriz e o precipitado apresentam certo grau de coerência, sendo o endurecimento devido às tensões elásticas, advindas do desajuste entre os parâmetros do reticulado do precipitado e da matriz.

Segundo Junior ^[20], o carboneto ϵ não se transforma diretamente em Fe_3C por decomposição, mas dissolve-se na matriz, para posterior formação de Fe_3C . No que se referem à transformação da cementita em carbonetos ligados, dois mecanismos se apresentam:

- Transformação “in situ” - os carbonetos nucleiam na interface martensita / cementita e crescem até o desaparecimento da cementita.

- Nucleação e crescimento - os carbonetos ligados nucleiam heterogeneamente nas discordâncias da martensita, nos contornos das ripas (contornos de baixo ângulo) e nos contornos de grãos da austenita anterior à têmpera. Os carbonetos crescem à custa da dissolução da cementita.

É possível a simultaneidade de ambos os mecanismos, dependendo da composição do aço, uma vez que a presença de elevado teor de elementos de liga possibilita importantes transformações de cementita em carbonetos. Na tabela 3.6 está apresentada a temperatura de formação dos carbonetos em aços-ferramenta e a sua respectiva morfologia durante o revenido.

Tabela 3.6 - Temperatura de formação dos carbonetos durante o revenido ^[20].

Carboneto	Morfologia	Temperatura média de formação (°C)
ϵ ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$)	Ripa	100
Cementita / M_3C	Ripa	250
$\text{VC} - \text{V}_4\text{C}_3$	Placa	530
Mo_2C	-	530
W_2C	Agulha	600
Cr_7C_3	Esfera	500
Cr_{23}C_6	Placa	-
M_6C	-	700

Observa-se pela tabela 3.6 que a precipitação de carbonetos contendo elementos de liga, apenas se inicia para faixas de temperatura acima de 500°C. Para temperaturas abaixo desta última, os elementos de liga substitucionais não apresentam mobilidade suficiente para precipitar carbonetos. Mesmo assim, os poucos precipitados que se formam tendem a apresentar tamanho reduzido devido às pequenas distâncias percorridas pelos elementos de liga.

A temperatura superior a 500°C os elementos de liga substitucionais se difundem em médias distâncias e tende a formar carbonetos mais complexos, fator primordial para o fenômeno do pico de dureza apresentado por aços-ferramenta alto C / Cr, durante o endurecimento secundário.

No caso específico dos aços-ferramenta para trabalho a frio alto C-alto Cr, a sequência de formação de carbonetos durante o revenido é dada por M_3C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$.

3.7 Algumas propriedades e mecanismos dos aços ferramenta

3.7.1 Desgaste

Desgaste é um fenômeno de superfície causado pela interação entre corpos em contato. Para ferramentas, o desgaste pode ser classificado em dois tipos: abrasivo e adesivo [18, 20].

O Desgaste adesivo ocorre quando superfícies deslizam umas sobre as outras. Elevadas pressões localizadas entre asperezas em contato resultam em deformação plástica e, conseqüentemente, formação de junções. O deslizamento relativo entre as superfícies em contato promove a ruptura dessas junções, causando remoção de material e conseqüente desgaste [18, 19, 20].

A Figura 3.15 ilustra situações onde ocorre desgaste adesivo.

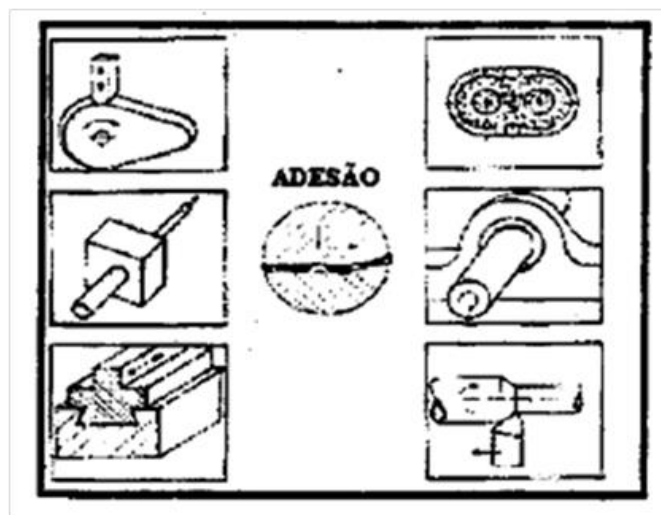


Figura 3.15 - Situações de ocorrência de desgaste tipo adesivo.

O desgaste abrasivo é definido como o deslocamento de material causado pela presença de partículas duras entre, ou embebidas, em uma ou ambas as superfícies em movimento relativo, ou pela presença de protuberâncias duras em ambas às

superfícies ^[20]. A ASTM G40-01(ASTM, 2001) define o desgaste abrasivo como “a perda de massa resultante da interação entre partículas ou asperezas duras que são forçadas contra uma superfície, ao longo da qual se movem” ^[18]. A Figura 3.16 ilustra situações onde ocorre desgaste abrasivo.

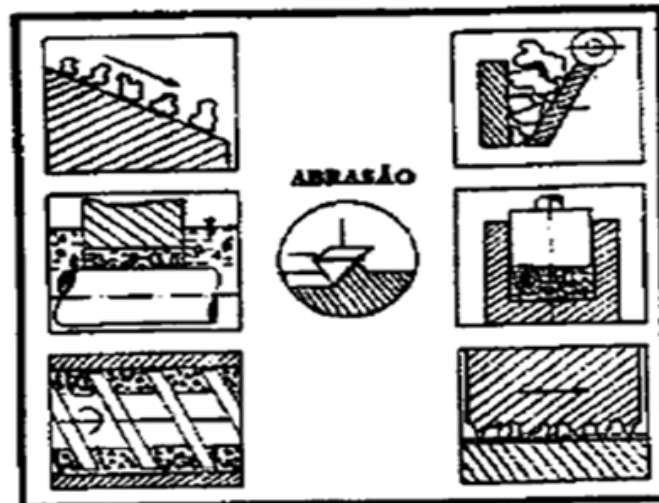


Figura 3.16 - Situações de ocorrência de desgaste tipo abrasivo.

A sucessão de interações posteriores sob ação do mecanismo de microssulcamento pode resultar em perda de massa como consequência de um processo de fadiga de baixo ciclo, ou seja, um acúmulo sucessivo de danos no material, até que seja atingida uma deformação plástica suficiente para a geração de cavacos.

Há evidências de que a característica das superfícies neste caso possui similaridade à observada no desgaste por *delaminação*, que ocorre por uma combinação de efeitos de fadiga subsuperficial, nucleação e propagação de trincas ^[18].

A Figura 3.17 mostra os mecanismos de desgaste observados em aço ferramenta temperado e revenido (780 ± 10 HV), após ensaio de micro-abrasão ^[23].

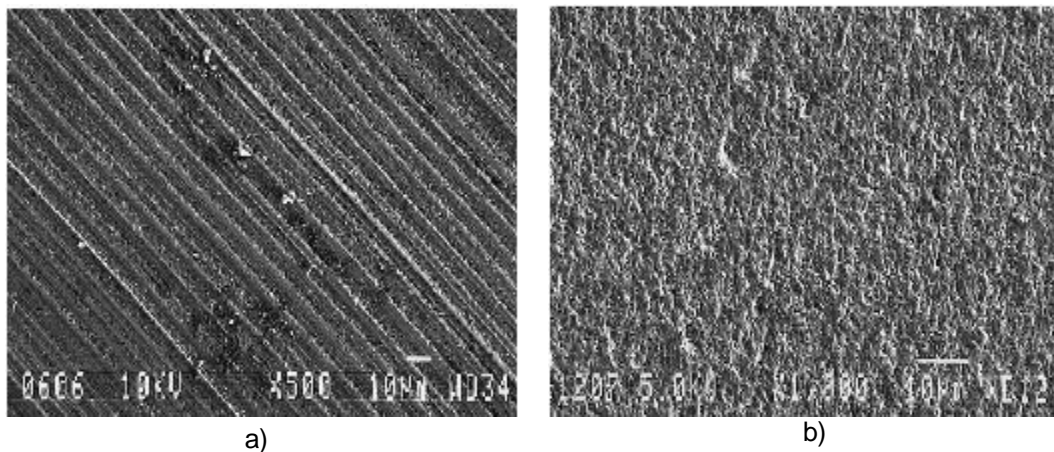


Figura 3.17 - Mecanismos de abrasão em aço ferramenta em ensaios de micro-abrasão com 0,25 N: (A) microcorte, ensaio com diamante 3 μm (B) microimpressões ensaio com SiC 4 μm ^[23].

A Figura 3.17 mostra dois mecanismos de desgaste bastante diferentes: no primeiro caso observa-se microcorte, e no outro, microimpressões. As variáveis que explicam a ocorrência da transição entre estes mecanismos são a concentração do abrasivo [g/cm³] e a força aplicada [N], embora a força tenha sido a mesma em ambas as situações ^[23]. O microcorte passou a ser predominante nos casos de incrustação dos abrasivos na superfície do contra corpo (bola de aço 1%C, 990 \pm 40 HV), o que foi verificado nos ensaios com altas forças e baixas concentrações de abrasivo na lama. Geralmente, ambos os mecanismos ocorrem durante o desgaste de uma ferramenta. A contribuição maior ou menor, de um dos mecanismos dependerá de cada aplicação.

3.7.2 Dureza

A dureza da ferramenta ou matriz deve ser superior à dureza da peça sobre a qual exercerão sua ação de corte, usinagem ou conformação. A dureza depende essencialmente do teor de carbono, a não ser nos aços com elevados teores de elementos de liga. A maioria das ferramentas e matrizes, tais como ferramentas de corte, matrizes para estampagem profunda, etc., é usada à máxima dureza que se pode obter ^[17]. Essa propriedade comporta três enfoques básicos:

- **Dureza a quente** - Propriedade importante nos processos industriais a quente como forjamento, extrusão de metais, laminação, etc. Define-se “dureza a quente” como a capacidade do aço de manter sua dureza superficial a altas temperaturas. Para garantir que não haverá perda de dureza da ferramenta trabalhando nessas condições, a operação de revenimento no tratamento térmico deverá ser realizada a temperaturas superiores e, para tanto, o aço-ferramenta escolhido deverá ter composição química adequada para atender a essa exigência. A composição química do aço é fator determinante dessa característica, sendo os elementos responsáveis diretamente por essas propriedades, o tungstênio, molibdênio, cobalto, cromo e o vanádio ^[17, 24].
- **Profundidade de dureza** - Essa propriedade está relacionada diretamente com o conceito de “temperabilidade” (capacidade do aço de adquirir dureza a certa profundidade). A uniformidade e profundidade de dureza, resultantes de propriedades mecânicas homogêneas, também serão úteis naqueles casos onde se deseja recuperar a ferramenta através de uma nova usinagem ^[17, 24].
- **Dureza superficial** - Essa propriedade diz respeito apenas à superfície de trabalho da ferramenta, independente da profundidade de dureza que se alcança. Geralmente, é essa propriedade que se solicita, e se examina, nos tratamentos térmicos podendo, portanto, ser ajustada conforme aplicação do aço-ferramenta ^[17, 24].

3.7.3 Tamanho de grão

Geralmente é desejável um tamanho de grão pequeno, ou granulação fina, pois que esta se associa com características mecânicas superiores. Para os aços-ferramenta, o tamanho de grão é determinado pela fratura, quando o material é quebrado numa condição de dureza de aproximadamente 55 Rockwell C. O material deve ser duro o suficiente para romper intergranularmente. Se o aço apresentar-se em condições de baixa dureza, como no estado recozido, ele romperá através do grão ou transgranularmente. Nessas condições, vários grãos podem combinar-se de modo a formar uma face individual, dando a aparência de um único grão.

O aço carbono para ferramenta constitui um exemplo de aço apresentando os dois tipos de fratura. De fato, em certas dimensões, a peça endurecerá por têmpera na superfície até certa profundidade, e continuar macia no núcleo: a camada superficial romperá intergranularmente e o núcleo transgranularmente; assim, o tamanho de grão de grão da camada superficial aparecerá pequeno e o núcleo grande, quando de fato, a granulação é a mesma^[17, 21, 24].

3.7.4 Tenacidade

Tenacidade é a medida da energia necessária para romper o material. Essa energia – produto de uma força multiplicada por um deslocamento – é medida em “lb.ft”, “KPM” (9,8J) ou “kgf.m” e está relacionada com a área sob a curva “tensão x deformação”.

De forma geral, quanto maior o limite de escoamento e a ductilidade (deformação total até ruptura) do material, maior a tenacidade^[17, 20, 24]. A avaliação da tenacidade é realizada pelo ensaio denominado “Ensaio de Charpy” em corpos de prova não entalhados, adequadamente preparados conforme normas – ASTM^[25].

3.7.5 Usinabilidade

A usinabilidade dos aços ferramentas esta diretamente ligada ao percentual de liga dos materiais, visto que se forma um apreciável numero de carbonetos duros em sua microestrutura. Quanto maior o teor de ligas mais difícil será a usinabilidade. Por outro lado quanto maior o teor de carbono e de elementos de liga, mais difícil se torna o recozimento do material para diminuir a dureza^[17]. A usinabilidade avalia a capacidade de corte do aço-ferramenta durante o processo de produção de outras peças^[20].

3.7.6 Fratura por Fadiga

Fratura por fadiga pode ser definida como a indução de esforços cíclicos aplicados num determinado intervalo de tempo. Operações industriais como forjamento a quente, extrusão e injeção de alumínio, por exemplo, desenvolvem gradientes térmicos cíclicos; operações de conformação a frio que introduz ciclos de carregamento/descarregamento de tensões, são exemplos típicos onde o aço-ferramenta experimenta perda de resistência à fadiga^[17, 20, 28, 30].

As falhas por fadiga na sua grande maioria apresentam caráter frágil, ou seja, sem deformação plástica visível. Na sua superfície em geral pode-se notar as chamadas marcas de praia (“beach marks”), que delimitam as posições sucessivas de caráter macroscópico da propagação da trinca. Quando a superfície da peça possui entalhes, trincas paralelas nucleiam independentemente e, ao crescerem, se juntam em degraus, denominados de marcas de catraca (“ratched marks”), em geral perpendiculares à superfície das peças. A Figura 3.18 mostra essas marcas.

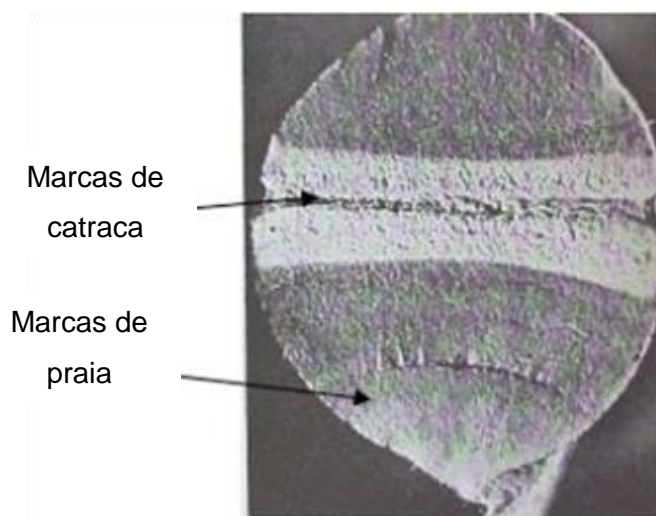


Figura 3.18 - Área de fratura de um eixo aço carbono ^[20].

Observando-se superfícies de fratura por fadiga ao microscópico eletrônico de varredura, pode-se, em algumas classes de materiais como, por exemplo, aços inoxidáveis austeníticos, encontrar as "estrias de fadiga". Estas são muito pequenas da ordem de micra, e cada estria corresponde a um ciclo de fadiga, mas nem todo ciclo de fadiga corresponde a uma estria de fadiga. O efeito do acabamento superficial na resistência a fadiga é de importância fundamental. A fadiga também depende fortemente das tensões residuais, de tal modo que a aplicação de tratamento de alívio de tensões pode resultar em aumento da vida do componente ^[20].

O efeito do processo de acabamento de retificação de engrenagens de aços SAE 8620/22 cementadas, temperadas e revenidas, retificadas com rebolos de nitreto cúbico de boro associado ou não a jateamento sobre a iniciação de trincas de fadiga em esforços de flexão, mostraram que a retificação permite obter bons níveis de tensões residuais, que somadas às tensões compressivas da camada cementada

melhoram substancialmente a resistência à fadiga ^[31]. Este é um aspecto importante, pois as maiorias das engrenagens de precisão têm operação adicional de retífica após o tratamento térmico, o que ajuda a melhorar o desempenho em fadiga ^[30, 31].

3.8 Falha nos cilindros de laminação

A falha prematura de um cilindro de laminação a frio aumenta não só o custo dos cilindros, mas também o tempo de parada do laminador, que afeta a produtividade. As razões para a falha prematura dos cilindros de trabalho de aço forjado e endurecido por indução pode ser atribuída ao efeito combinado de fatores mecânicos e metalúrgicos. Fatores mecânicos incluem desalinhamento, superfície do cilindro desigual, travamento de rolamentos e remoção de material insuficiente para eliminação da camada encruada durante a retificação. Fatores metalúrgicos podem se incluir o encruamento provocado por falhas decorrentes de sobrecarga localizada, gradientes de temperatura devido à refrigeração insuficiente, a presença de inclusões não metálicas, defeitos de fundição e transformações de fase.

Observa-se que os três fatores contribuem para a redução da vida útil de um cilindro de trabalho, sendo elas ⁽¹⁴⁾:

- a) Lascamento.
- b) Trincas.
- c) Falhas no material em processo (Bordas danificadas, inclusões não metálicas, entre outras).

As falhas de tipos 'a' e 'b' são parcialmente de fabricação e parte gerada durante o trabalho, enquanto o tipo c 'é mais operacional. Entre estas falhas, o lascamento é considerado a causa principal do insucesso do cilindro num laminador a frio. Um cilindro de trabalho em serviço é submetido a um conjunto de tensões. Primeiramente, existem tensões internas resultantes do processo de tratamento térmico e as tensões internas causadas pela operação. O lascamento pode ser classificado principalmente em dois tipos ^[3, 14], sendo:

- a) Lascamento devido à fratura por fadiga que a origem é na superfície do cilindro ou logo abaixo da superfície.

- b) Lascamento devido à fratura por fadiga de que a origem está interna no corpo do cilindro.

Falha por lascamento devido à fratura por fadiga que a origem é na superfície do cilindro ou logo abaixo da superfície está relacionada com problemas de origem operacional, enquanto o lascamento devido à fratura por fadiga de que a origem está interna no corpo do cilindro é na maior parte de origem industrial. Os fatores responsáveis por este tipo de lascamento podem ser definidos como:

- Sobrecarga durante a laminação.
- Remoção de material insuficiente durante retificação.
- Refrigeração cilindro insuficiente.
- Impacto forte nos cilindros;
- Vibração da cadeira de laminação, coroamento impróprio e falhas de alinhamento mecânico.
- Gradiente de temperatura elevado na superfície dos cilindros (por exemplo, perto da borda da tira).
- Qualidade da decapagem da bobina laminada a quente.
- Operação de laminação errada.
- Presença de Hidrogênio no óleo refrigerante dos cilindros.

3.8.1 Endurecimento dos Cilindros de Laminação

O Encruamento ou endurecimento superficial dos cilindros acontece na superfície, onde ocorre o contato com o material durante o processo de laminação. O mecanismo que provoca o encruamento é que todas as deformações plásticas do aço conduzem a um aumento na dureza e uma diminuição de ductilidade ao mesmo tempo^[3].

Para medir a quantidade de encruamento e para investigar o endurecimento em relação a outras propriedades o ensaio de tração é tem se mostrado eficaz, conforme pode ser é demonstrado na Figura 3.19.

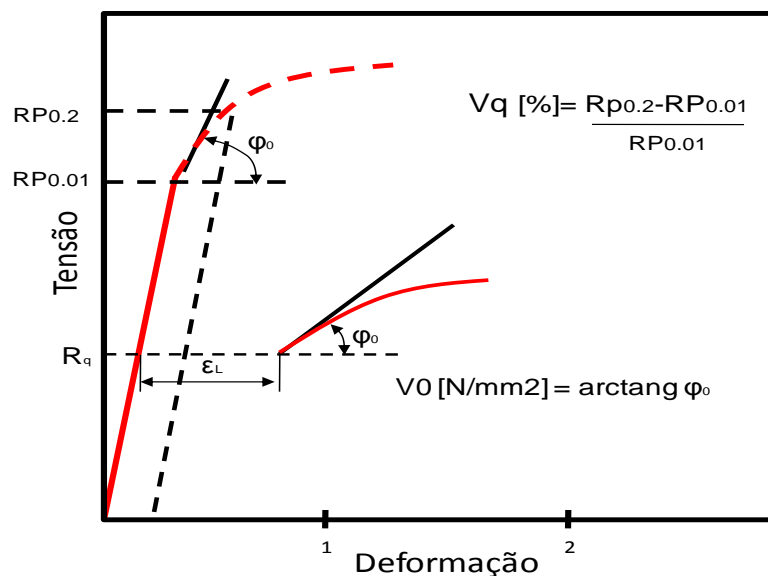


Figura 3.19 - Diagrama tensão x deformação para teste de tração. Definição do módulo de elasticidade V_0 e o coeficiente de endurecimento V_q [3].

A Figura 3.20 mostra os resultados dos testes de tração. Quanto maior o a dureza do material em teste, maiores são os valores de encruamento, conforme pode ser visto nas Figuras 3.21 e 3.22.

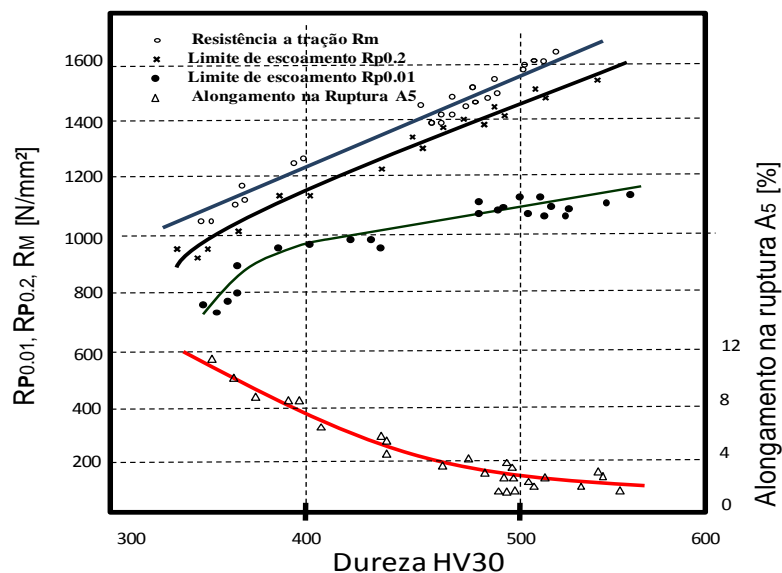


Figura 3.20 - Propriedades mecânicas do aço ferramenta tratado termicamente vs a dureza após diferentes temperaturas de têmpera [3].

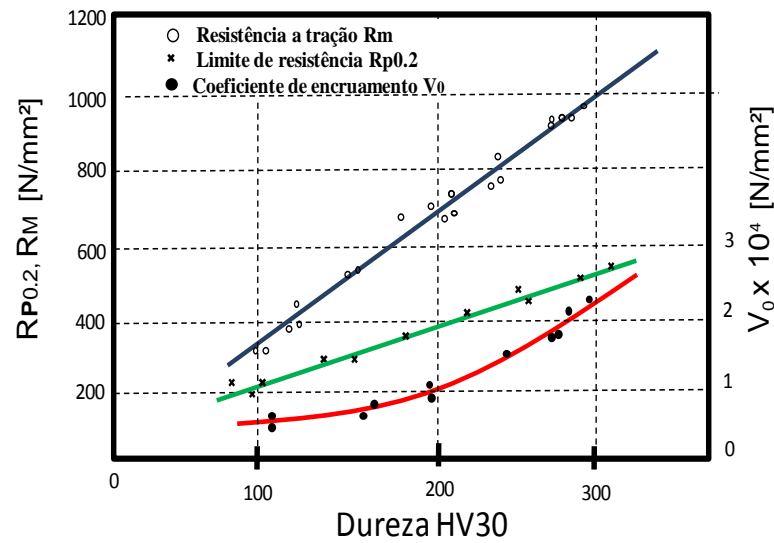


Figura 3.21 - Módulo de encruamento V_0 x à dureza do aço carbono em condições normalizadas [3].

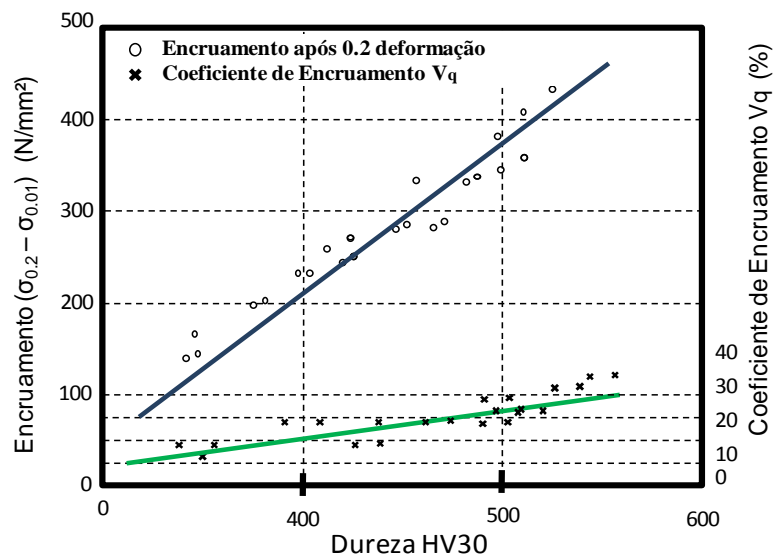


Figura 3.22 - Coeficiente de endurecimento absoluto e relativo – como uma função da dureza derivado da Figura 3.14 [3].

Em qualquer caso, estes diagramas mostram o “endurecimento” não em termos de dureza, mas em termos de aumento do limite de elasticidade, devido à deformação plástica. O limite de elasticidade é uma função linear da dureza, para cada tipo de aço. O aumento do limite de elasticidade deverá provocar a queda da ductilidade

(capacidade de se deformar plasticamente). Aço doce e aço média liga mostram uma curva de deformação quase elástico-plástica com quase nenhum encruamento. No entanto, o endurecimento aumenta com a dureza inicial de aço.

Cilindros com superfície muito dura, depois de estarem em serviço muitas vezes mostram um aumento de dureza, porque algumas partes realmente sofreram deformações plásticas. Isto pode ocorrer em áreas de maior pressão de laminação ou localmente devido à “ruptura dos cilindros” (*Strip on the rolls*) ou por qualquer outra coisa que de uma forma inadvertida passe através dos cilindros.

3.8.2 Fratura por fadiga de contato

A fadiga de contato resulta das tensões de contato geradas entre dois corpos sob a ação de uma força normal, mostrado na Figura 3.23. Esta sollicitação é comum em diferentes configurações de rolamento, em que durante uso as tensões de contato são cíclicas e que induzem sollicitações de cisalhamento subsuperficiais, que após um determinado número de ciclos há o surgimento de trincas superficiais ou subsuperficiais, mostrado na Figura 3.24, que com sua propagação pode levar a falha do componente por lascamento ^[9].

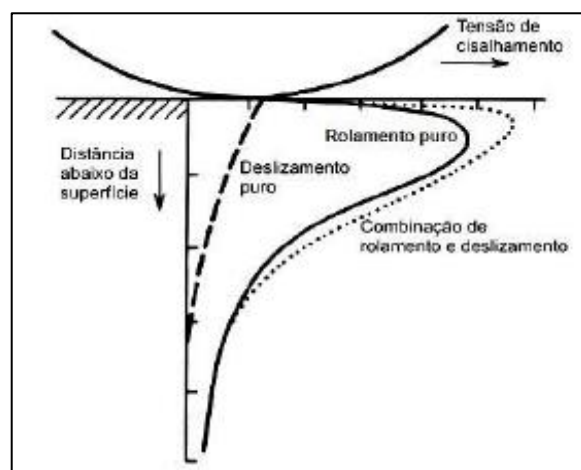


Figura 3.23 - Distribuição de tensão de cisalhamento em contato, considerando rolamento puro, deslizamento puro e rolamento com deslizamento.

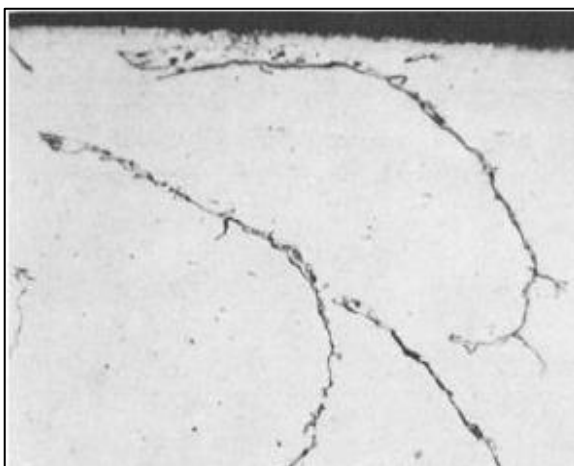


Figura 3.24 - Trinca nucleada na sub-superfície induzida por fadiga de contato

A tensão residual na superfície do cilindro de trabalho é de compressão, como resultado de tensões durante o tratamento térmico (Têmpera) e durante a laminação. A comparação entre os resultados do esforço de compressão longitudinal entre um cilindro novo e um cilindro usado mostram que a superfície do cilindro usado apresenta um valor 20% maior, conduzindo a um gradiente de tensão superior, até uma profundidade de 0,24 milímetros abaixo da superfície, e nos cilindros novos a tensão manteve-se constante até a 1,96 mm a partir da superfície^[9].

O aumento do esforço de compressão próxima da superfície foi atribuída à transformação martensítica da austenita retida durante o trabalho (quando a proporção de austenita é compatível) ou a deformação plástica localizada na região próxima da superfície, cuja restrição pode resultar no desenvolvimento das tensões de compressão na região. A região afetada pela tensão pode ser vista como uma região danificada, com ductilidade reduzida e mais propenso a danos por fadiga^[9], como mostrado na Figura 3.25, onde o cilindro 1 apresentou falha prematura próxima a região de transição de tratamento térmico por indução e a região sem tratamento térmico, no cilindro 02 a falha prematura ocorreu próximo a superfície.

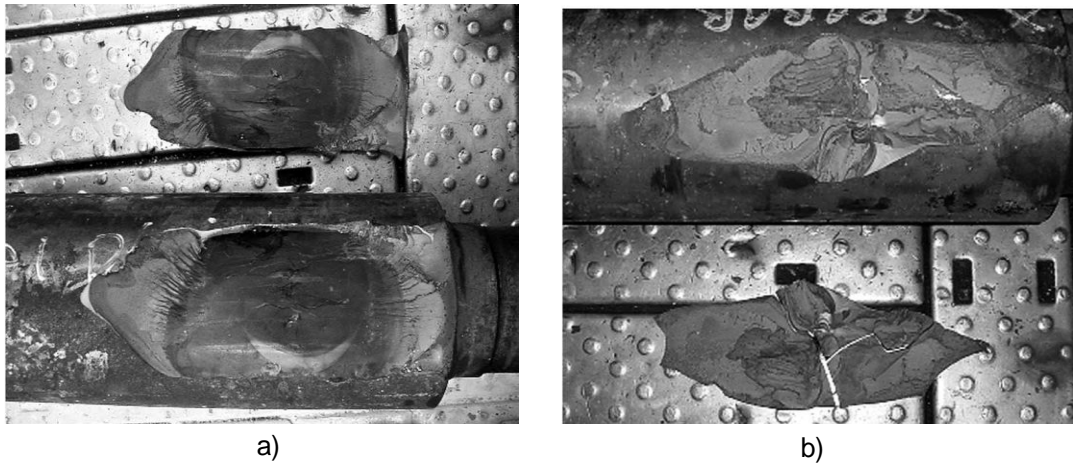


Figura 3.25 - Aspecto geral da falha prematura dos cilindros forjados mostrando a fragmentação (“Spalling”): (a) Cilindro 1, (b) cilindro 2 ^[9].

O princípio para retificação dos cilindros é reestabelecer a forma correta e eliminar o encruamento da superfície. Caso a remoção não seja realizada corretamente, a fim de aumentar o desempenho do cilindro em termos de toneladas por milímetro de vida, pode ocorrer sobrecarga local, provocando pequenas trincas superficiais devido à falta de ductilidade que podem levar ao lascamento “spalling”, causando uma interrupção precoce da vida do cilindro ^[3].

4. METODOLOGIA

A metodologia proposta por esse trabalho segue o fluxo de atividades mostrada na Figura 4.1. Após obtenção das amostras, seguem as fases de caracterização de cada um dos materiais estudados e suas respectivas análises críticas, as quais proverão discussões dos resultados. Com isso, finaliza-se com a validação dos ensaios propostos para a caracterização dos cilindros.

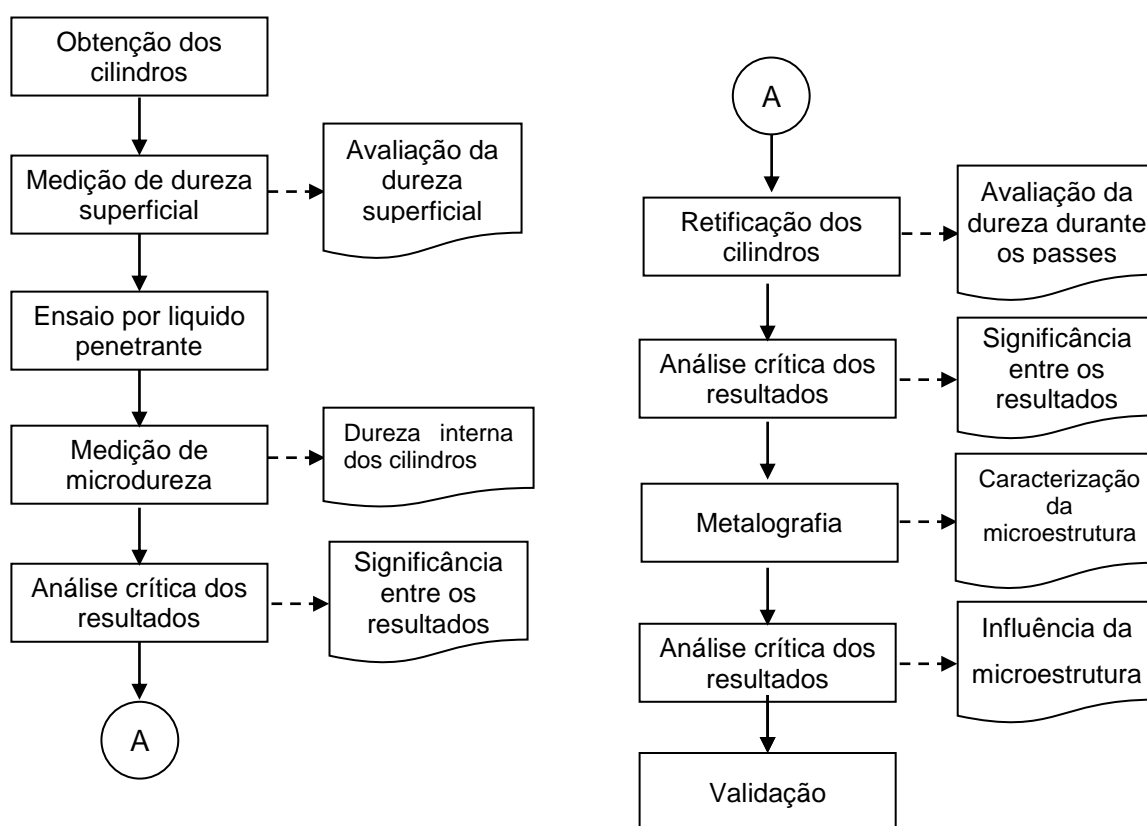


Figura 4.1 - Fluxograma de metodologia de trabalho.

4.1 Materiais utilizados

Para este trabalho, foram utilizados dois cilindros primeiros intermediários utilizados em laminador Sendzimir da Aperam South America, retirados após campanha de 800 toneladas de aços inoxidáveis ferríticos.

O critério de escolha dos cilindros levou em consideração:

- Dois fornecedores diferentes;
- Comportamento observado em relação ao lascamento, sendo mais críticos o cilindro 02.

O trabalho foi realizado de modo a permitir um relativo entendimento do método proposto de caracterização, isto é, entender o comportamento desses cilindros após a utilização em serviço. Será que as microestruturas desses cilindros seriam similares? Será que as durezas de ambos seriam parecidas? Tratam-se de ligas comumente utilizadas na fabricação de cilindros intermediários, para laminadores tipo Sendzimir, especificamente para o 1º intermediário.

Foram utilizados cilindros, segundo as designações comerciais ZP-ESR, produzidos por duas empresas distintas, a partir de fundição, forjamento e tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, cujas composições químicas especificadas estão indicadas na tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Especificação interna Aperam South America para composição química dos cilindros intermediários.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W
Máximo	0,60	1,2	0,80	0,030	0,030	6,00	1,70	1,00	1,80
Mínimo	0,35	--	--	--	--	4,00	0,80	0,20	0,70

Amostras foram retiradas dos cilindros na forma de discos usinados através de um processo de torneamento, conforme mostrado na Figura 4.2 (a), extraídos da região central do cilindro, com espessura de 10 mm e diâmetro de 140 mm, conforme mostrado na Figura 4.2 b).

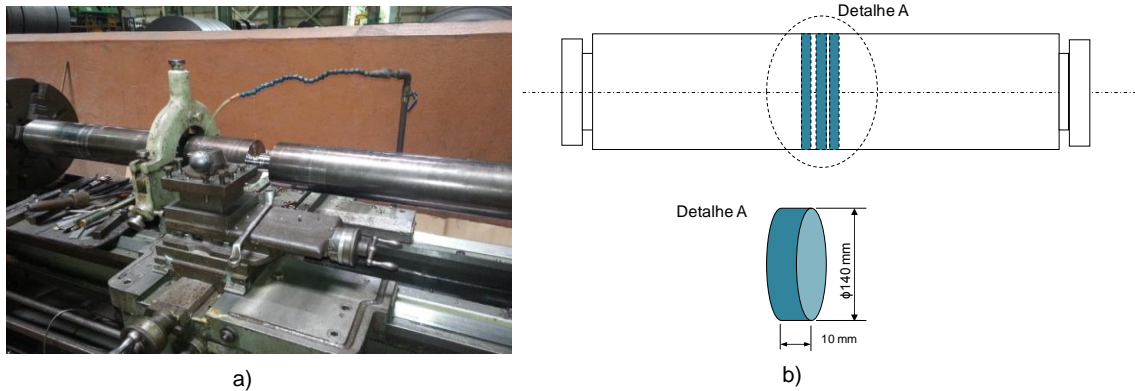


Figura 4.2 – a) Torneamento do cilindro para a retirada das amostras. b) Esquema de retirada de amostra dos cilindros.

Amostras menores para análise de dureza e de microdureza foram cortadas a partir dos discos. Detalhes de como os cortes foram realizados podem ser vistos na Figura 4.3

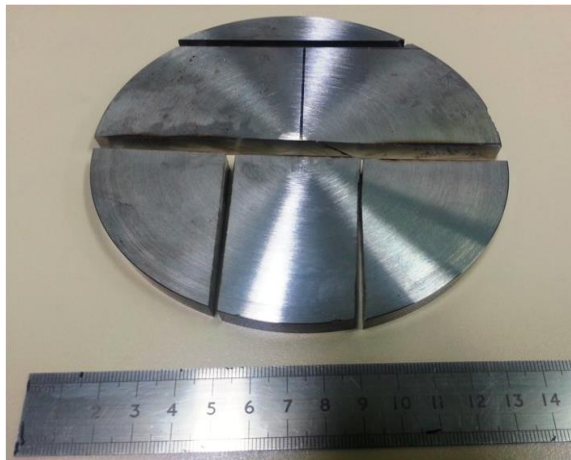


Figura 4.3 – Esquema de corte mostrando as divisão das amostras para análise de microdureza e metalografia.

Essa amostragem foi realizada em cilindros com processamento metalúrgico completo, incluindo os tratamentos térmicos específicos e todas as inspeções do controle de qualidade. Foram utilizadas peças com idoneidades metalúrgicas comprovadas pelos fornecedores, isentas de desvios de processo, desde a elaboração química até a liberação final.

4.2 Ensaios superficiais

Nesta fase de caracterização da superfície dos cilindros, será caracterizada a existência de trincas superficiais através do processo de ensaio por líquido penetrante, medição da dureza superficial na superfície do cilindro antes da retificação e durante a retificação.

4.2.1 Ensaio não destrutivo por líquido penetrante

A inspeção por líquido penetrante foi realizada para detectar trincas nas superfícies dos cilindros. Um líquido penetrante de cor vermelha foi aplicado na superfície dos cilindros, entrando nas interfaces das trincas através de ação capilar. Após tempo de ação de líquido penetrante, os cilindros foram limpos e, por ação capilar inversa, o líquido irá escoar para fora das trincas, após o que aplicou-se um revelador à superfície dos cilindros e, conseqüentemente, as trincas foram destacadas como linhas vermelhas num fundo branco.

Foram utilizados neste experimento um líquido penetrante visível e lavável em água de marca VP30 e um revelador não aquoso, de marca D70, fornecidos pela empresa Metal Chek.

4.2.2 Ensaio de dureza superficial

As medições de dureza dos cilindros foram realizadas a cada 50 mm a partir da extremidade do cilindro, sendo o critério de medição, o ponto inicial a ponta com a conicidade, sendo o ponto P1 o ponto inicial das medições e o ponto P39 o ponto final, conforme mostrado na Figura 4.4. A conicidade deste cilindro, conforme mostrado na Figura 3.8 e na Figura 4.4, é de 0,75 mm, ou seja, a diferença de diâmetro da ponta do cilindro é 0,75 mm menor que o diâmetro do corpo do cilindro.

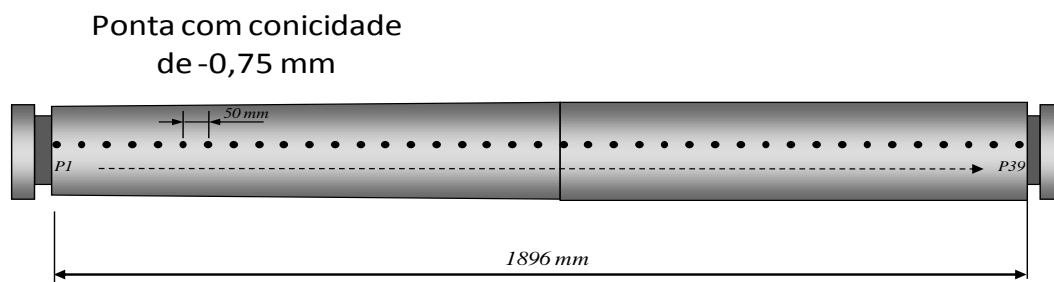


Figura 4.4 – Pontos de medição de dureza superficial

As medições de dureza superficial foram realizadas com durômetro portátil tipo Equotip, fabricação Proceq SA. Foram realizadas, para cada ponto experimental de dureza 7 (Sete) medições. Destas medições foram desprezados os valores máximo e mínimo. Os resultados apresentados são médias das 5 medições compreendidas entre o valor máximo e o valor mínimo, que foram excluídos das medições para efeito dos cálculos das médias.

4.2.3 Ensaio de dureza após retificação dos cilindros

A retificação foi realizada em retífica SHIBAURA, modelo KSR325B, com rebolo de Carbetto de Silício (SiC). Os parâmetros utilizados no rebolo de retificação foram os seguintes: Corrente do motor de 20A, Velocidade de deslocamento da mesa de 5 m/min e Rotação do rebolo de 600 RPM.

A cada passe de retificação foi realizado com um avanço de 0,05 mm do rebolo, ou seja, reduzindo o diâmetro em 0,1 mm a cada passe de retificação. As medições de dureza superficial foram realizadas nos pontos localizados a 50 mm (P1), a 350 mm (P2) e a 600 mm (P3) da borda dos cilindros, conforme pode ser visto na Figura 4.5. As medições de dureza foram realizadas conforme procedimento recém-descrito na subsecção “Ensaio de dureza superficial”.

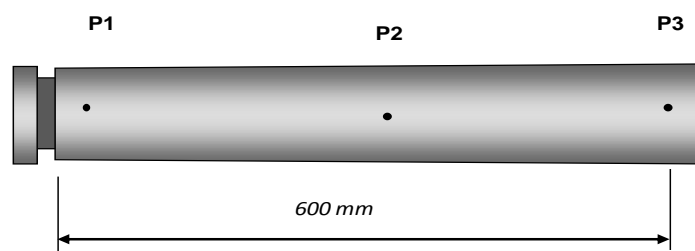


Figura 4.5 – Desenho esquemático dos cilindros mostrando os pontos onde foram medidos a dureza após os passes de retificação.

O ensaio foi realizado para verificação da dureza dos cilindros ao longo do diâmetro do cilindro e a influência da região de contato de laminação e o endurecimento proposto por SCHRÖDER^[3] através de deformações plásticas após estarem em serviço.

4.2.4 Ensaio de microdureza radial Vickers

As medições de microdureza foram efetuadas em um equipamento semiautomático, de fabricação Future-Tech, modelo FM-700. As Figuras 4.6 (a) e 4.6 (b) mostram o esquema de cortes realizados na secção transversal dos cilindros para a realização dos ensaios de microdureza.

Após a montagem das amostras dos cilindros em baquelite, conforme Figura 4.6 (c) as amostras foram lixadas com lixas de 320, 400 e 600 mesh respectivamente. O objetivo do lixamento foi de eliminar os óxidos superficiais proveniente dos tratamentos térmicos realizados, as imperfeições superficiais e como preparação para facilitar a visualização da impressão do penetrador de dureza Vickers. As medições foram realizadas após o processo de preparação de acordo com a norma ASTM E92 – 82(2002).

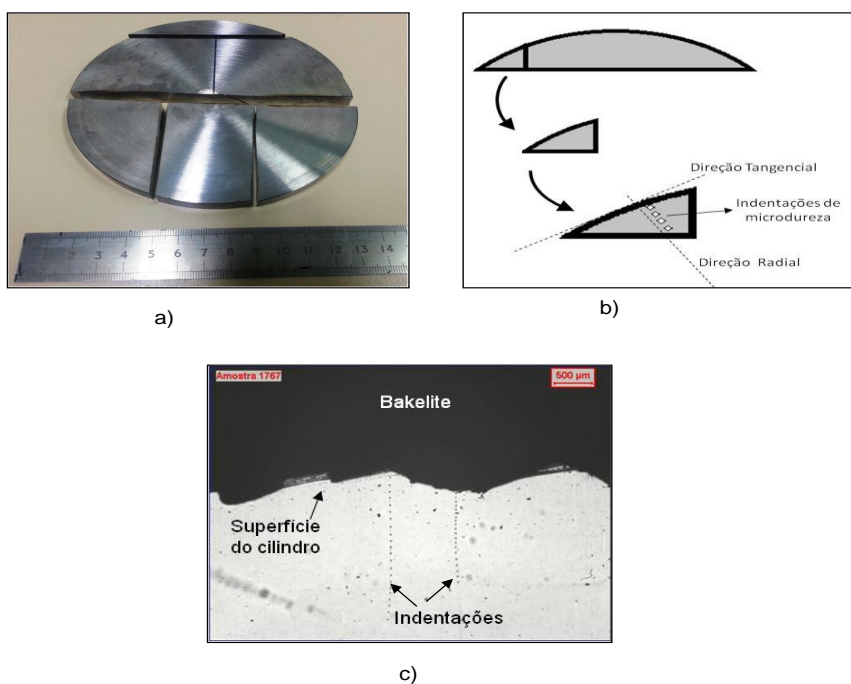


Figura 4.6 – a) Fotografia do disco com os cortes realizados na secção transversal do cilindro; b) Representação esquemática do corte realizado e do local onde as

microdurezas foram medidas; c) Peça montada em baquelite mostrando local onde as identações foram realizadas.

As medições de microdureza foram realizadas como se descreve a seguir e conforme mostrado na Figura 4.6. Primeiro foram realizadas três medidas das duas diagonais d1 e d2 das indentações, conforme mostrado na Figura 4.7.

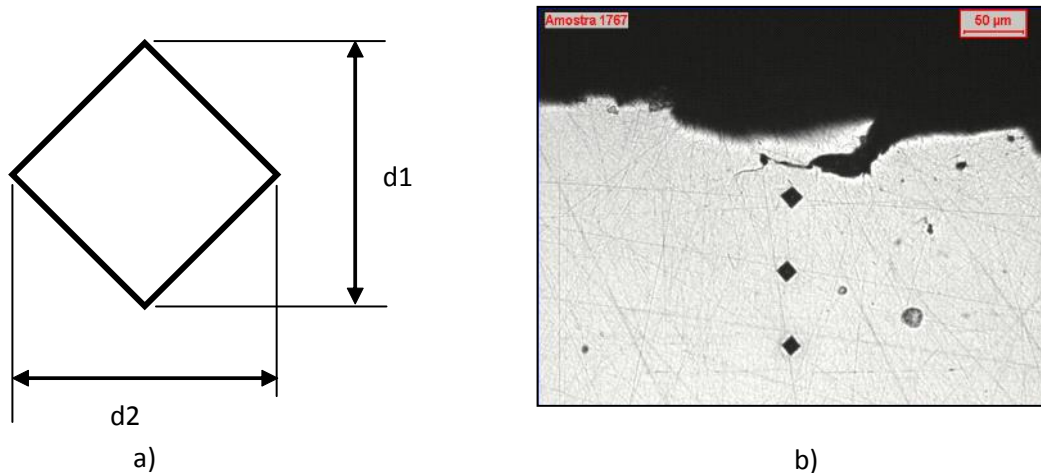


Figura 4.7 – a) Representação esquemáticas de uma indentação obtida na medição de microdureza Vickers; b) Fotografia mostrando indentações em amostra retirada do cilindro 01.

A seguir, uma média dessas medidas foi tomada de tal modo que o valor médio da diagonal foi calculado como:

$$\bar{d} = \frac{\bar{d1} + \bar{d2} + \bar{d3}}{3} \quad (4.1)$$

O valor da microdureza Vickers foi calculado como:

$$HV = \frac{189 * F * 10^3}{\bar{d}} \quad (4.2)$$

Onde F é a carga utilizada na medição, qual seja 0,981N e \bar{d} é o valor médio das diagonais.

4.3 Caracterização microestrutural

A Figura 4.8 mostra as faces das superfícies onde foram realizadas as caracterizações; Na face 01, ou seja, superfícies dos cilindros foram realizadas análises de microscopia ótica e de varredura. Na face 02, que é a superfície radial dos cilindros foram realizadas a microscopia de varredura.

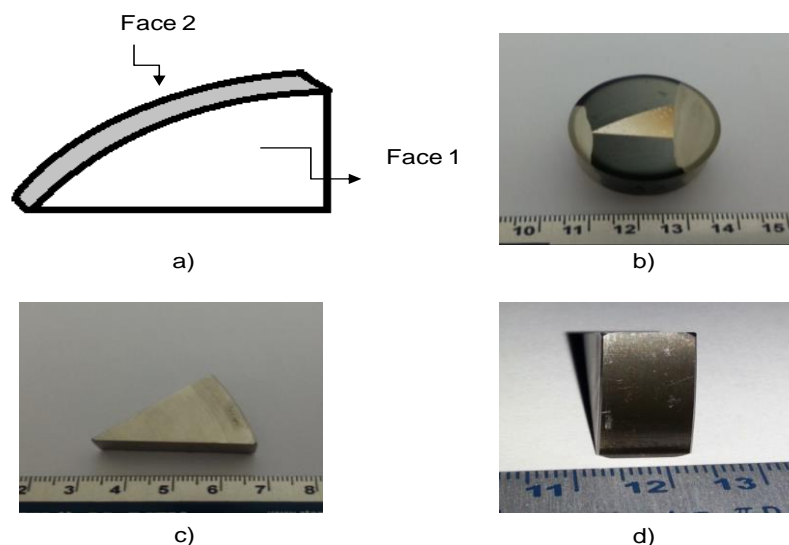


Figura 4.8 – (a) Esquema mostrando as superfícies de análise metalográfica. (b) Amostra inicial para metalografia. (c) Amostra em baquelite para metalografia ótica e de varredura (Superfície 1). (d) Amostra para microscopia de varredura da superfície 02.

4.3.1 Preparação da amostra para Metalografia

- **Microscopia Ótica**

A preparação para metalografia ótica se deu como se descreve a seguir. As amostras dos cilindros, conforme mostrado na Figura 4 b, foram lixadas manualmente com lixas de granulometria 120, 220, 320, 500 e 600 mesh e em panos de granulometria 9 a 1 μm . O lixamento foi realizado com o método manual por sucessivas lixas de granulometrias cada vez menores, mudando de direção (90°) em cada lixa subsequente, até desaparecerem os traços da lixa anterior. A microestrutura foi revelada utilizando o ataque químico com o reagente nital 5 %. Este reagente é

composto de uma solução de 5 mL de HNO₃ e 95 mL de álcool etílico. O ataque foi feito pela imersão da superfície polida na solução por aproximadamente 15 s. Para análise de camada superficial a preparação foi realizada na seção transversal.

Para realização da caracterização microestrutural foi utilizado microscópio ótico acoplado com analisador de imagens do fabricante Leica, modelo DMRM, com capacidade de aumento até 1000 X.

- **Microscopia Eletrônica de varredura**

Preparações para metalografia via microscopia de varredura foram realizadas para as superfícies 1 e 2, conforme mostrados na Figura 4.6. As amostras retiradas do disco cilindro foram cortadas em amostras menores com auxílio de um disco abrasivo refrigerado e realizado o lixamento manual com lixas de granulometria 120, 220, 320, 500 e 600 mesh. O lixamento foi realizado com o método manual por sucessivas lixas de granulometrias cada vez menores, mudando de direção (90°) em cada lixa subsequente, até desaparecerem os traços da lixa anterior. Após as amostras foram polidas com pasta de diamante e metalizadas com carbono.

No caso da face 2, mostrado na Figura 4b, não houve a necessidade de lixamento ou ataque com nital, uma vez que o objetivo era observar a superfície do cilindro tal qual ela se encontrava. Apenas se realizou procedimento preparatório para observação no microscópio de varredura como descrito acima.

Foi utilizado microscópio eletrônico de varredura (MEV), modelo XL-30 do fabricante Philips, com filamento de LaB₆, que tem acoplado um sistema de EBSD da TSL (TecSEM Laboratories). As análises realizadas foram de elétrons secundários e eletros retroespalhados.

5. RESULTADOS

5.1 Composição química dos cilindros

A tabela 5.1 apresenta a composição química encontrada nos cilindros

Tabela 5.1 - Composição química dos cilindros.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	W	V	Fe
Cilindro 01	0,47	0,92	0,40	0,022	0,002	4,54	0,11	0,90	0,08	1,08	0,31	Balanço
Cilindro 02	0,57	0,95	0,46	0,012	0,001	7,70	0,10	1,31	0,07	1,04	-	

Nota-se que as principais diferenças de composição química entre os dois cilindros estão nos elementos carbono (C), cromo (Cr) molibdênio (Mo), vanádio (V) e tungstênio (W), onde o cilindro 01 possui maior quantidade de V, enquanto que o cilindro 02 apresenta maiores teores de C, Cr e Mo.

O cilindro 02 apresentou percentual de Cromo (Cr) superior ao do cilindro 01 (4,73% Cr no cilindro 01 é 7,70 % Cr no cilindro 02). Em relação aos demais elementos, não ocorrem diferenças significativas entre seus teores.

5.2 Medição de dureza superficial

Os resultados da medição de dureza superficial dos cilindros 01 e 02 são mostrados na Figura 5.1.

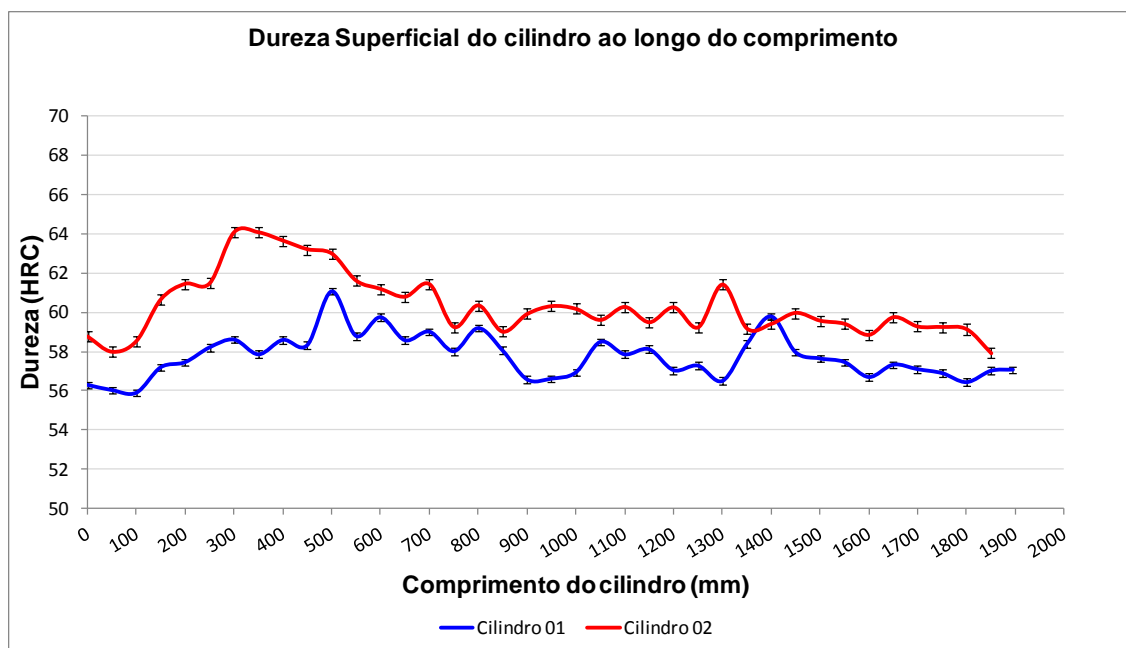


Figura 5.1 – Medição de dureza superficial dos cilindros

Os resultados mostram uma variação da dureza ao longo do comprimento do cilindro 01 e do cilindro 02. Em geral, a dispersão de resultados ficou na ordem de $\pm 0,1$ HRc (Rockwel C) das médias, cujos valores ao longo do comprimento dos cilindros se encontravam, em geral, em torno de 55 a 62 HRc para o cilindro 01 e em torno de 58 a 64 HRc para o cilindro 02

Conforme mostrado nas Figuras 3.8 e 4.4, a região compreendida entre 0 e 800 mm tem uma conicidade de 0,75 mm em relação ao diâmetro dos cilindros. Nesta região ocorrem as maiores elevações de dureza superficial.

O cilindro 01 apresentou dureza média de 57 HRc. As extremidades do cilindro apresentaram dureza de aproximadamente 56,5 HRc e nas regiões compreendidas entre 360 e 1400 mm do comprimento do cilindro, ocorreram elevação da dureza, alcançando 61 HRC e 60 HRc respectivamente.

O Cilindro 02 apresentou dureza superior em relação ao cilindro 01. A dureza média do cilindro foi de 59 HRc. A dureza do cilindro iniciou se em 58,7 HRc elevando se até 64,3 HRc na região próxima a 300 mm e 61,5 HRc na região próxima a 1350 mm. No restante do cilindro a dureza manteve estável em 59,5 HRc. Em geral, O cilindro 02 obteve dureza de 2 HRc superior à demonstrada no cilindro 01.

5.3 Ensaio não destrutivo por líquido penetrante

A Figura 5.2 mostra a presença de trincas na superfície do cilindro 01. Pode se perceber a presença de linhas de coloração vermelha na face do cilindro, que são originadas pelo acúmulo do líquido penetrante no interior das trincas.

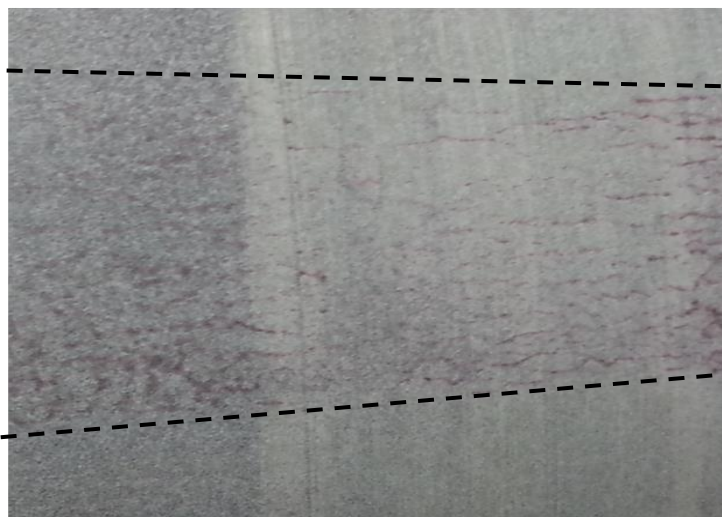


Figura 5.2 – Análise de líquido penetrante no cilindro 01 mostrando a presença de microtrincas de provocadas por fadiga de contato, delimitada pelas linhas tracejadas.

A Figura 5.3 mostra a superfície do cilindro 02 após o ensaio por líquido penetrante, onde não foi observado nenhum tipo de descontinuidade ou trincas superficiais ao longo de todo o comprimento.

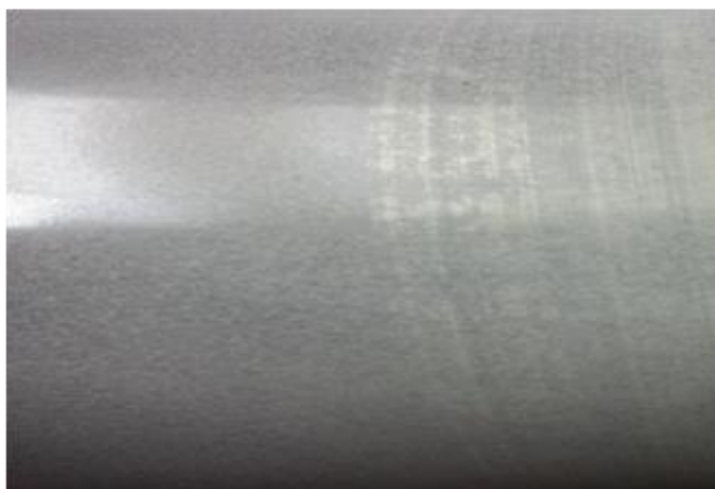
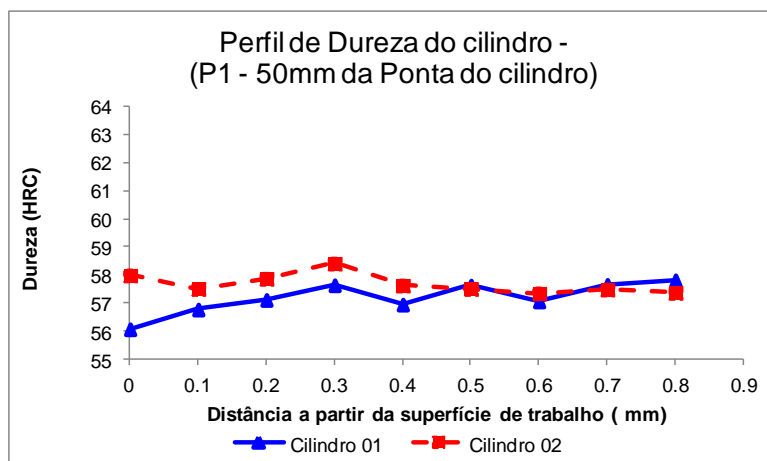


Figura 5.3 – Análise de líquido penetrante no cilindro 02 mostrando não haver

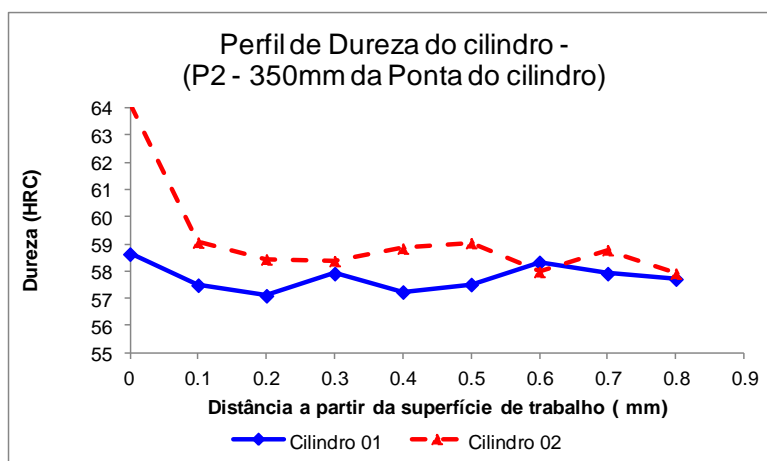
presença de trincas.

5.4 Dureza dos cilindros durante a retificação

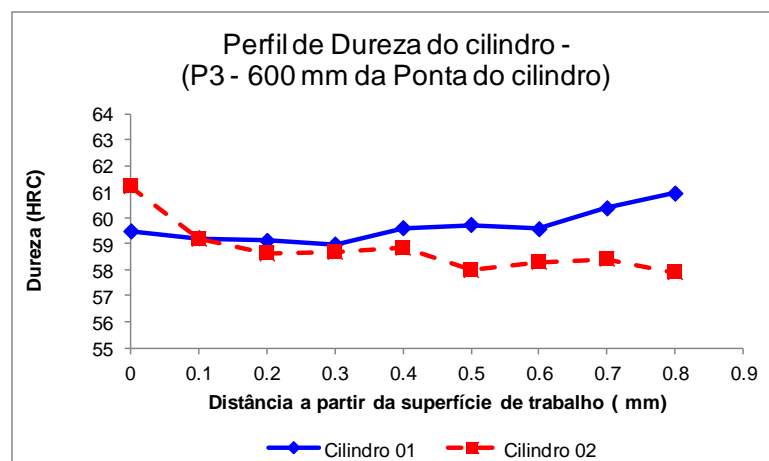
A Figura 5.4 mostra a variação de dureza radial dos cilindros obtida após o processo de retificação. Na Figura 5.4 (a), as medidas foram realizadas próximas da borda dos cilindros, isto é, 50 mm da borda. Na Figura 5.4 (b) as medidas foram realizadas numa posição intermediária entre a borda e o centro dos cilindros, isto é, a 350 mm da borda. Finalmente, na Figura 5.4 (c) são mostradas as durezas medidas no centro do comprimento dos cilindros.



a)



b)



c)

Figura 5.4 – Medição de dureza durante a retificação medidas a) a 50 mm da ponta do cilindro, b) a 350 mm e c) a 600 mm mostrando a variação ao longo do raio do cilindro.

As variações de dureza nos três casos, para o cilindro 01, não foram superiores a algo em torno de 2HRc. A região próxima à extremidade do cilindro, ou seja, a 50 mm apresentou dureza de 56 HRc fato que pode ser compreendido devido não haver o a compressão entre cilindros e o material em laminação.

A análise de perfil de dureza mostra que o do cilindro 02 tem maior dureza que o cilindro 01, sendo aproximadamente 2 HRc na ponta do cilindro, ou seja a 50 mm da borda e na região a 350 mm da borda apresentou uma elevação na dureza, alcançando 64 HRc

A retificação periodicamente da superfície dos cilindros intermediários deve ser realizada para eliminação da camada sub-superficial encruada, reduzindo o aparecimento trincas de fadiga. Os fornecedores de cilindros recomendam que a retificação dos cilindros seja realizada após a campanha de utilização, com retificação de 0,30 mm a 0,50 mm.

Os resultados obtidos nesta dissertação mostraram que a camada a ser retificada para o cilindro 01 deve ser de 0,20mm. No cilindro 02 a camada a ser retificada deve ser de 0,1 mm a 0,20 mm.

5.5 Ensaio de microdureza Vickers

A Figura 5.5 mostra os resultados de microdureza dos cilindros 01 e 02.

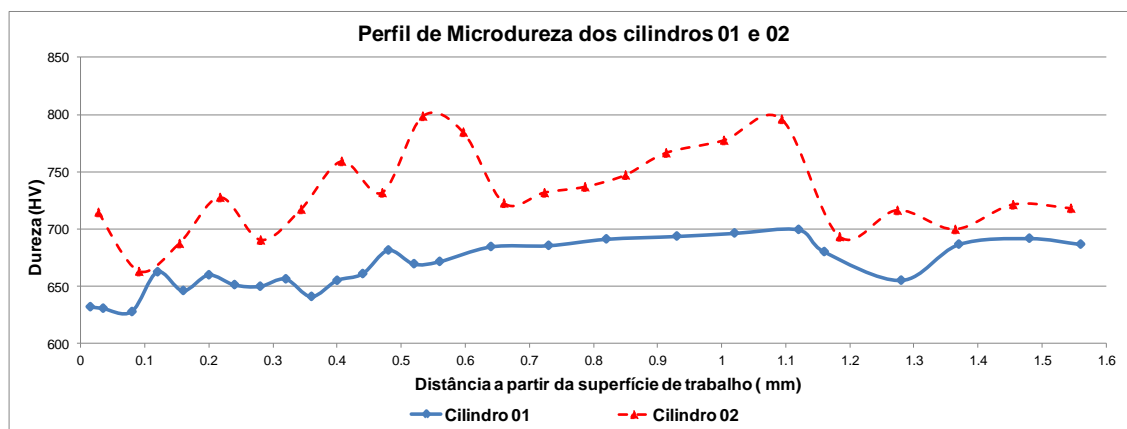


Figura 5.5 - Microdureza das amostras 01 e 02.

Pode notar que o cilindro 01 tem microdureza de 632 HV na região próxima da superfície até uma profundidade de 0,08 mm e a partir deste ponto a microdureza se eleva 650 HV e se estabiliza em torno de 670 HV. O Cilindro 02 apresentou dureza 714 HV na região próxima à superfície (0,03mm) e elevação até 798 HV na profundidade de 0,5 mm. A microdureza mostrou estabilidade em torno de 720 HV na profundidade de 1,2 mm a partir da superfície.

5.6 Microestrutura

Para a análise da microestrutura foram utilizadas técnicas de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) acoplada a análises químicas de microrregiões por energia dispersiva (EDS) para avaliação da microestrutura dos cilindros.

5.6.1 Microscopia óptica

As Figuras 5.6 e 5.7 mostram as microestruturas dos cilindros 01 e 02 na direção transversal após o ataque reativo de Nital com percentual de 5%.

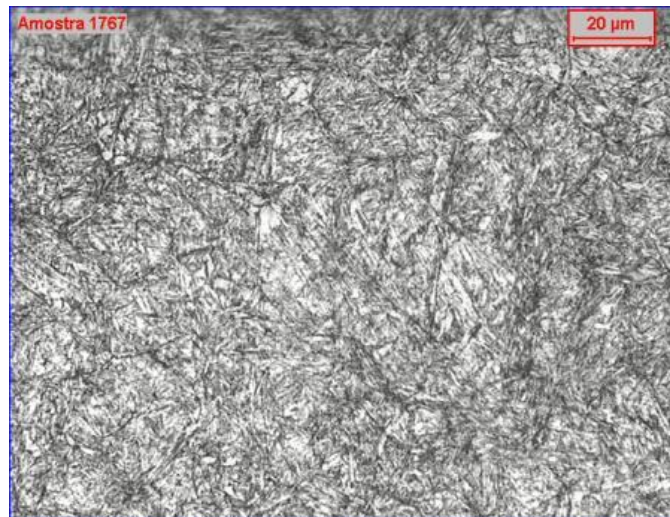


Figura 5.6 - Microestrutura do cilindro 01 na direção transversal, com ataque reativo de Nital 5% e aumento de 500 X.

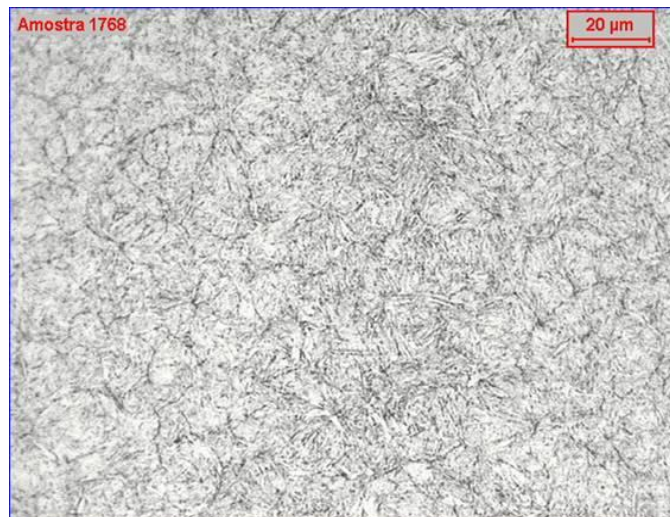


Figura 5.7 - Microestrutura do cilindro 02 na direção transversal, com ataque reativo de Nital 5% e aumento de 500 X.

Observa-se a matriz martensítica refinada. A microestrutura dos cilindros é constituída de carbonetos secundários finos (regiões claras) dispersos em matriz martensítica refinada em função dos tratamentos térmicos de tempera e revenimento.

Não foram observadas evidências da presença de carbonetos primários nesses cilindros, nem diferenças relevantes entre as microestruturas das regiões de superfície e centro.

Verifica-se, via microscopia óptica, que o cilindro 01 apresenta pequenas quantidades de inclusões não metálicas e está praticamente livre de inclusões óxidas e de nitretos, conforme mostrado na Figura 5.8. No entanto, uma série de pequenas e isoladas partículas distribuídas aleatoriamente, posteriormente confirmada no MEV e analisada como carbonetos de liga rica em tungstênio.

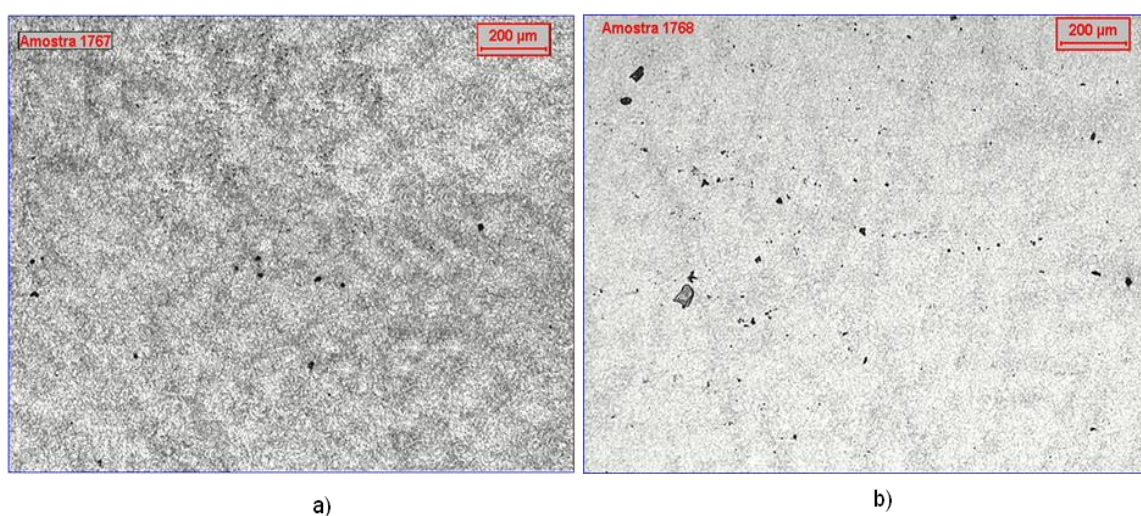


Figura 5.8 – Microestrutura dos cilindros 01 e 02 mostrando presença de inclusões. A) cilindro 01 e b) cilindro 02. Aumento de 100 x.

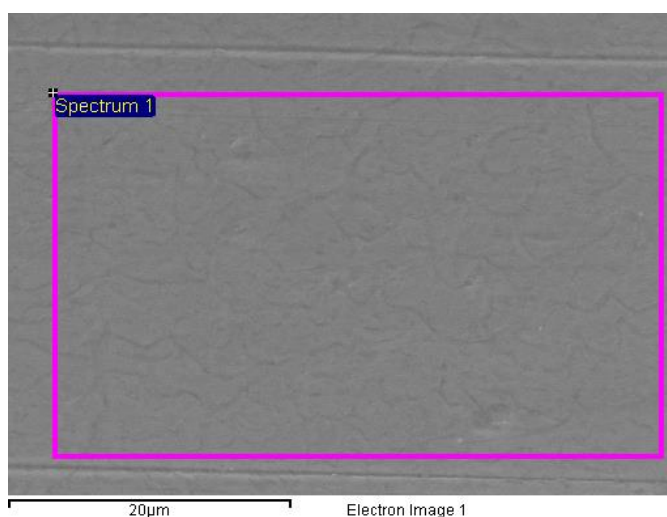
Conforme mostrado na Figura 5.8, o cilindro 02 apresentou quantidades superiores de inclusões que o cilindro 01. A Figura 5.9 mostra com uma ampliação de 1000x que as inclusões têm diâmetro em torno de 9 µm.



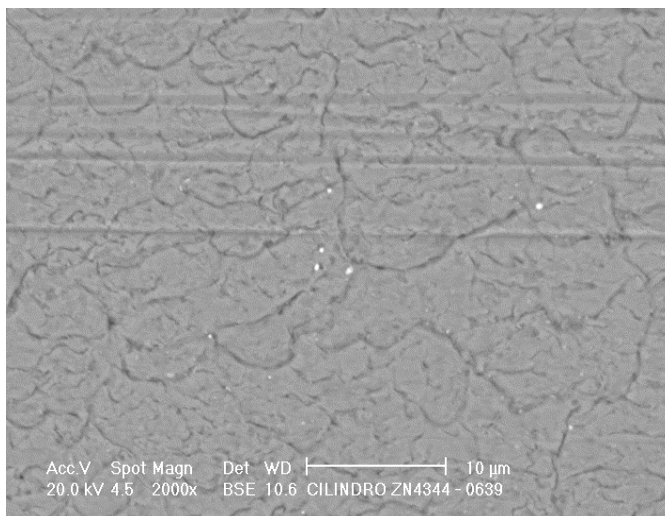
Figura 5.9 – Microestrutura do cilindro 02. Aumento de 1000x para medição do tamanho medio da inclusão.

5.6.2 Microscopia eletrônica de varredura

As Figuras 5.10 (a) e 5.10 (b) apresentam as micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) do cilindro 01. Para cada um dos aumentos utilizados, foram utilizadas as técnicas de elétrons secundários (SE) e retroespalhados (BSE) na mesma região de análise.



a)



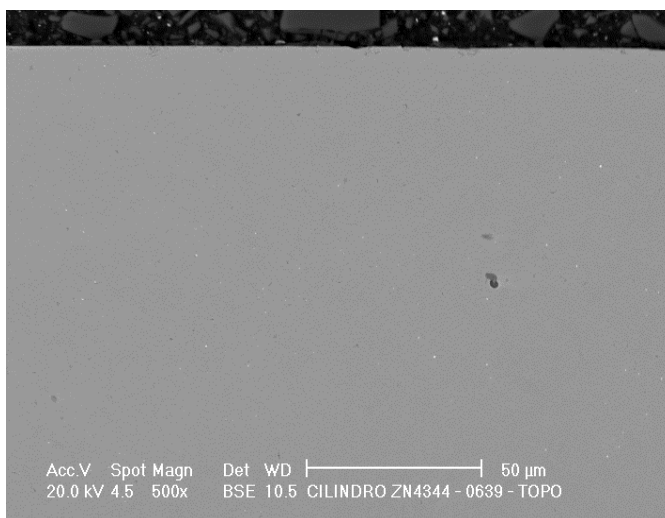
b)

Figura 5.10 - Microestrutura da superfície do cilindro 01 obtida por microscopia eletrônica de varredura, utilizando elétrons secundários (a) e retroespalhados (b).

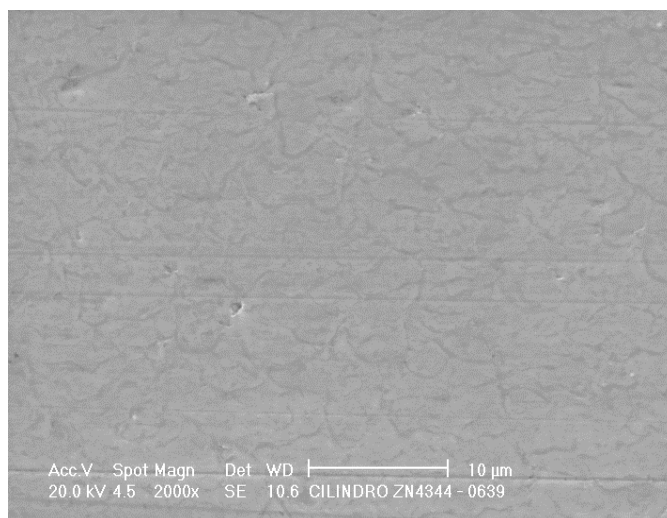
Aumento 1000 x e 2000 x.

Pode se perceber que a superfície do cilindro tem a presença de trincas térmicas superficiais, vistas anteriormente na Figura 5.2 através do ensaio por líquido penetrante.

Através da análise utilizando elétrons secundários pode perceber que a microestrutura dos cilindros é constituída de carbonetos secundários esferoidais refinados e espalhados (fase mais clara) pela matriz metálica, conforme mostrado na Figura 5.11.



a)



b)

Figura 5.11 - Microestrutura da Cilindro 01 obtida por microscopia eletrônica de varredura, utilizando elétrons secundários (a) e retroespalhados (b), após ataque com Nital 3%. Aumento 500 x e 2000 x.

5.6.3 Identificação dos carbonetos da amostra do cilindro 1.

A Figura 5.12 e 5.13 enumeram os carbonetos que foram identificados, onde foi utilizada uma micrografia obtida pela técnica de elétrons retroespalhados.

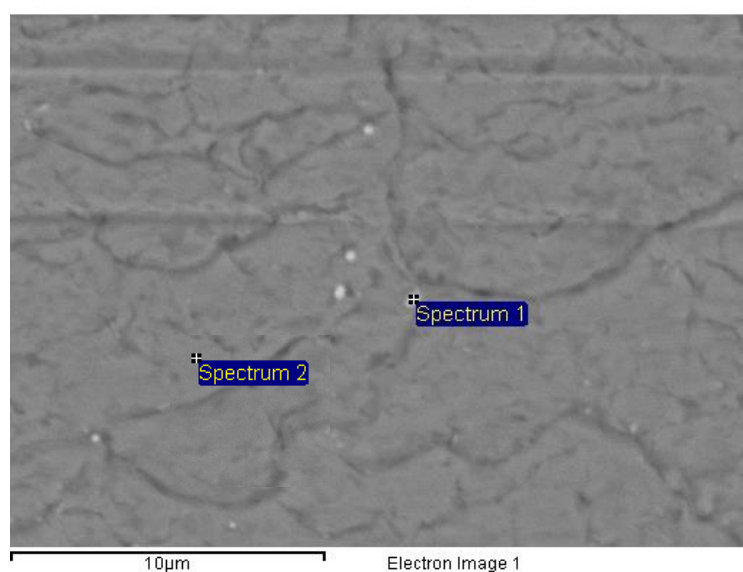


Figura 5.12 - Identificação dos carbonetos no cilindro 01, utilizando espectrometria de energia dispersiva. Aumento 3500 x.

A Figura 5.13 mostra espectros de energia dispersiva realizada na amostra do cilindro 01 .

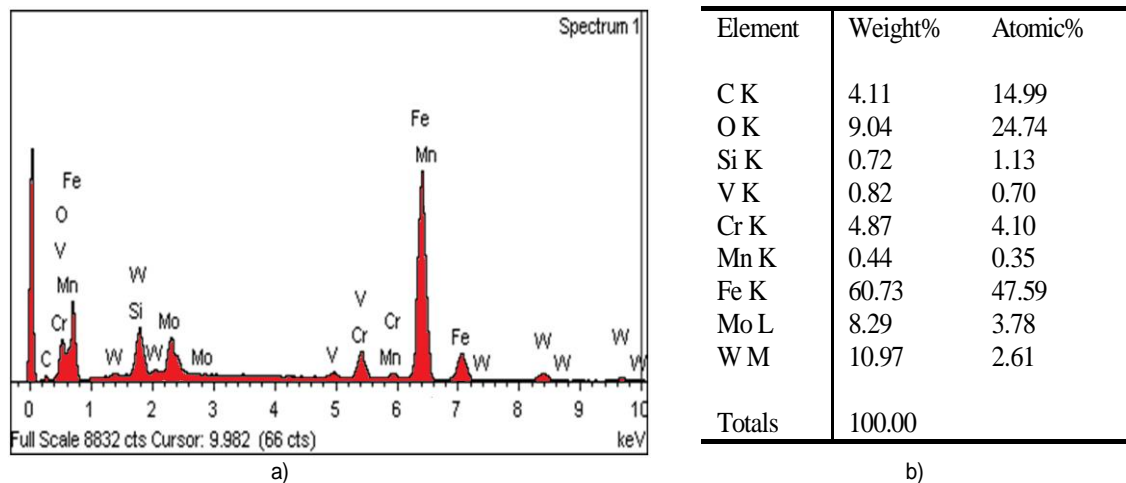


Figura 5.13 – a) Espectro de energia dispersiva no ponto 01 e b) tabela de elementos químicos presentes em percentual de peso.

A análise dos espectros de energia dispersiva do cilindro 01 mostra que os carbonetos identificados como carbonetos “Spectrum 1” apresenta principalmente tungstênio, elevando de um percentual de 0,92 % em peso na matriz para um percentual de 10,97 % em peso no carboneto.

A Figura 5.14 apresenta o espectro de energia dispersiva da matriz, onde se observa principalmente a presença de ferro.

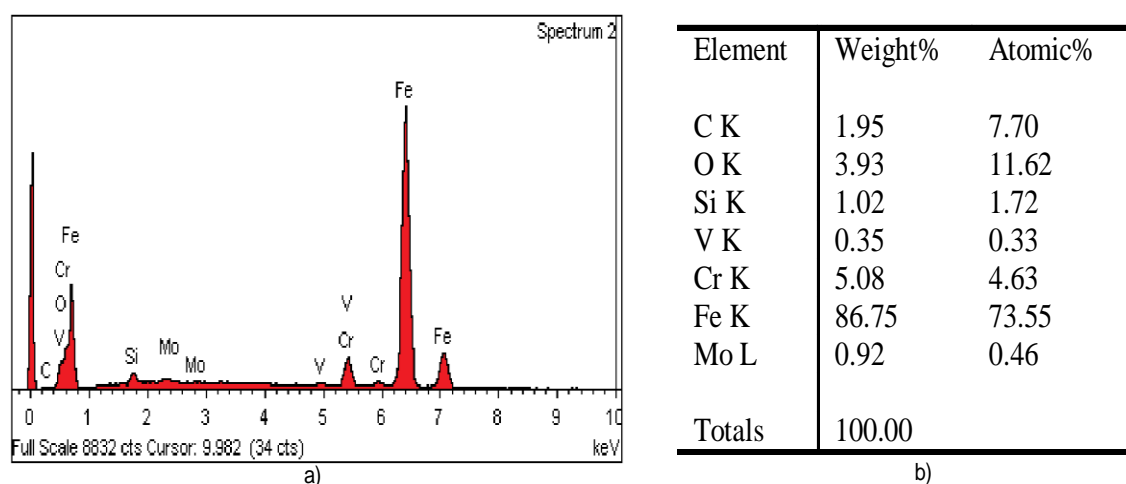


Figura 5.14 – a) Espectro de energia dispersiva no ponto 02 e b) tabela de elementos químicos presentes em percentual de peso.

6. DISCUSSÕES

6.1 Composição química dos cilindros

Os resultados obtidos na Tabela 5.1 quando comparado com a Tabela 4.1 mostra que a composição química encontrada no cilindro 01 está de acordo com o certificado de qualidade do fornecedor, não apresentando diferenças significativas quanto ao percentual dos elementos químicos quando comparado à especificação técnica e o resultado encontrado.

Os percentuais de elementos de liga no cilindro 02 apresentam diferenças significativas quanto ao percentual dos principais elementos de liga como o Cromo, que está 22% acima do especificado. O maior percentual de cromo na microestrutura promove uma maior fração volumétrica de carbonetos, elevando a dureza e ao aumento da resistência ao desgaste e conseqüentemente, reduzindo a ductilidade e a tenacidade.

Quando comparamos os dois cilindros observa-se um teor mais elevado de cromo, carbono e molibdênio e o teor inferior dos intersticiais de fosforo e enxofre no cilindro 02. Portanto, os materiais apresentam uma diferença significativa.

A microestrutura típica endurecida de um aço ferramenta consiste em martensita revenida, contendo vários carbonetos dispersos de ferro e de elementos de liga. O teor em carbono e elementos de liga aumenta a temperabilidade, promovendo a formação de martensita no arrefecimento.

Quanto maior for o teor em carbono da martensita e a quantidade de carbonetos nela presente, maior será a dureza e a resistência ao desgaste da microestrutura, diminuindo, por consequência, a sua tenacidade.

Quanto maior o teor em carbono e elementos de liga sobressaturados na austenita, maior a quantidade de carbonetos que se formarão no arrefecimento;

A presença de manganês combinado com o enxofre pode dar origem a inclusões plásticas de sulfureto de manganês (e ferro), que são descontinuidades de difícil detecção devido a sua morfologia, semelhante a pequenas trincas ramificadas, que podem reduzir a tenacidade à fratura e provocar iniciação de uma trinca.

6.2 Medição de dureza superficial

Os resultados da medição de dureza superficial do cilindro são mostrados na Figura 5.1, que mostram uma variação da dureza ao longo do comprimento dos cilindros. Este fenômeno é ou pode ser explicado em função da concentração de tensão nas regiões de contato com a tira durante o processo de laminação.

O cilindro 01 apresentou dureza média de 57 HRc enquanto o cilindro 02 apresentou dureza de 59 HRc. A maior dureza superficial dos cilindros pode ter sido promovido pelo refino da microestrutura e pela quantidade de carbonetos secundários dispersos na matriz.

As regiões localizadas nas extremidades dos cilindros tem dureza menor, em relação ao restante dos cilindros, em função de não haver contato com a tira durante a o processo de laminação. Na região onde há a conicidade dos cilindros houve a maior variação de dureza, tanto para o cilindro 01 quanto para o cilindro 02.

As Figuras 6.1 e 6.2 apresentam o comportamento de dureza superficial dos cilindros 01 e 02 medidas ao longo do raio dos cilindros retificados.

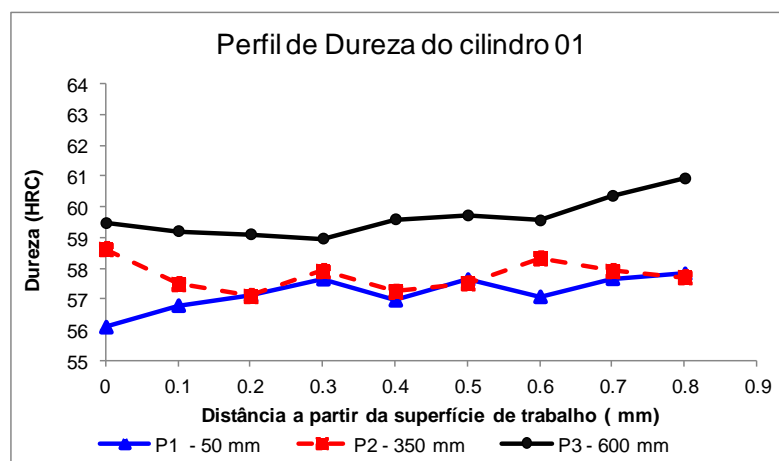


Figura 6.1 – Comportamento de dureza superficial do cilindros 01 nas posições de 50 mm, 350 mm e 600 mm a partir da borda do cilindro.

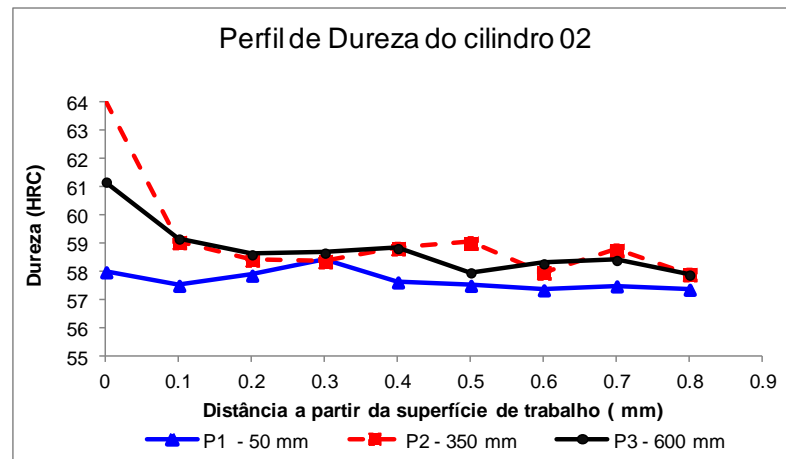


Figura 6.2 – Comportamento de dureza superficial do cilindros 02 nas posições de 50 mm, 350 mm e 600 mm a partir da borda do cilindro.

O cilindro 02 tem maior probabilidade de aumento de dureza superficial em função da perda de ductilidade. Conforme estudado por SCHRÖDER (2003), o limite de elasticidade é uma função linear da dureza. O aumento do limite de elasticidade deverá provocar a queda da ductilidade e o endurecimento aumenta com a dureza inicial de aço

Os cilindros com superfície muito dura, depois de estarem em serviço muitas vezes mostram um aumento de dureza, porque algumas partes realmente sofreram deformações plásticas. Isto pode ocorrer em áreas de maior pressão de laminação, como demonstrado nas regiões aproximadas de 300 mm e 1350 mm da mesa do cilindro, ou localmente devido à ruptura dos cilindros.

A retificação dos cilindros além de reestabelecer a forma correta, elimina o encruamento da superfície. Caso a remoção não seja realizada corretamente, a fim de aumentar o desempenho do cilindro em termos de toneladas por milímetro de vida, pode ocorrer sobrecarga local, provocando pequenas trincas superficiais devido à falta de ductilidade que podem levar ao lascamento (*Spalling*), causando uma interrupção precoce da vida do cilindro.

6.3 Microdureza

O ensaio de microdureza mostrou que o cilindro 02 tem maior dureza que o cilindro 01, sendo consistentes com os resultados de durezas mostradas na Figura 5.1. Como mostrado na Tabela 5.1, as composições químicas dos cilindros são diferentes e as microestruturas apresentam diferenças quanto ao refino de grãos promovidos durante o revenimento.

Conforme mostrado na Figura 5.4 e 5.5, os resultados da dureza superficial e a dureza durante o processo de retificação mostram uma variação entre a superfície e a camada abaixo da superfície, com uma profundidade de retificação de 0,15 mm. Estes cilindros devem ser retificados como forma de reestabelecer a forma correta, elimina o encruamento da superfície.

Caso a remoção não seja realizada corretamente, a fim de aumentar o desempenho do cilindro em termos de toneladas por milímetro de vida, pode ocorrer sobrecarga local, provocando pequenas trincas superficiais devido à falta de ductilidade que podem levar ao lascamento

Conforme estudado por Kraus ^[9] e Azevedo ^[19] a variação de dureza ao longo do comprimento do cilindro, e a sua dureza radial pode ocorrer em função da variação durante o tratamento térmico de têmpera por indução e no processo de revenimento em função da solubilização da austenita retida e do refino da martensita.

Ray (1994) e Sandor (2008) et.al., mostraram que a microdureza em função da profundidade pode mostrar irregularidade em grande parte devido à heterogeneidade inerente de uma estrutura onde há presença de carbonetos, principalmente de Tungstênio e de Molibdênio, fato que pode explicar a variação de microdureza encontrada no cilindro 02.

Pontos de instabilidade podem ser considerados como pontos concentradores de tensão podem provocar iniciação de uma trinca ou de um defeito localizado. Sua origem esta relacionada principalmente à presença de carbonetos.

6.4 Ensaio não destrutivo por líquido penetrante

O decréscimo local de dureza na posição radial próxima à superfície dos cilindros 01 e 02, mostrado na figura 5.5, se deve ao fato de que nas camadas subjacentes à superfície se encontrava mais aquecido que na camada superficial. Logo, essa camada se encontrava tracionada, o que pode ter originado às trincas superficiais do cilindro 01, mostradas na Figura 5.2.

A presença de microtrincas superficiais no cilindro 01 pode estar associada à fadiga de contato gerada por sobrecarga durante o processo de laminação. O mecanismo de formação das trincas é o acúmulo de tensão em um determinado ponto do cilindro, causando sobreaquecimento pontual e re-têmpera da martensita na região afetada.

Devido às elevadas temperaturas atingidas na superfície ocorrem também à redução de dureza e redução da tenacidade. Quando estes cilindros continuam sendo utilizados no processo de laminação, pode ocorrer à propagação radial e circunferencial da trinca até a ocorrência de lascamento e fragmentação do cilindro.

Conforme Ray et. al. (1994) e Azevedo (2008), o aumento do esforço de compressão próxima da superfície pode ser atribuído à transformação martensítica da austenita retida durante o trabalho ou a deformação plástica localizada na região próxima da superfície, cuja restrição pode resultar no desenvolvimento das tensões de compressão na região. A região afetada pela tensão pode ser vista como uma região danificada, com ductilidade reduzida e mais propensa a danos por fadiga, como o mostrado na Figura 5.1, nas regiões compreendidas entre 300 e 500 mm e 1250 a 1400 mm que são regiões de próximas as larguras das tiras laminadas.

6.5 Microestrutura

Na microestrutura martensítica revenida, mostrada nas Figuras 5.6 e 5.7, é possível observar que ela também apresenta uma matriz homogênea, refinada e com carbonetos de Tungstênio precipitados na matriz, verificados no cilindro 01. Fica evidente uma distribuição dos carbonetos precipitados do revenimento.

O cilindro 02 apresentou uma microestrutura constituída de carbonetos secundários finos dispersos em matriz martensítica refinada em função dos tratamentos térmicos

de tempera e revenimento. A maior quantidade de elementos de liga presentes no cilindro 02 (7,7 % Cr, 1,31% Mo) contribuiu para o aumento da fração volumétrica de carbonetos finos e aumento da dureza do cilindro.

Conforme mostrado na Figura 5.8 (a), o cilindro 01 apresentou menor quantidade de inclusões não metálicas que o cilindro 02. A quantidade e a concentração de inclusões no cilindro 02, mostrado na Figura 5.8 (b) pode dar origem à iniciação da fratura por fadiga. Isto decorre da contração térmica diferenciada das inclusões em relação à matriz durante o resfriamento e da concentração de tensões aplicadas remotas devido à diferença entre as constantes elásticas das inclusões e da matriz. Como resultado destas tensões iniciam-se trincas na interface entre a inclusão e a matriz.

Conforme SANDOR (2008) e RAY (1994), as inclusões não metálicas são indesejáveis por reduzirem a tenacidade à fratura dos mesmos, pois quando presentes em grande quantidade e com grandes dimensões agem como descontinuidades dentro do material que favorecem o crescimento de trincas de fadiga.

Como o cilindro 01 apresenta nível de microinclusões ao longo da seção transversal menor que as apresentadas no cilindro 02, pode ser assumido que as trajetórias de crescimento das trincas de fadiga no cilindro 01, não serão afetadas pelas mesmas.

O efeito das inclusões na iniciação das trincas de fadiga depende da composição química, do tamanho, da densidade, da localização em relação à superfície e da morfologia das inclusões.

6.6 Microscopia eletrônica de varredura

Os precipitados identificados no cilindro 01 são carbonetos de tungstênio, conforme pode ser visto no espectro de energia mostrado na figura 5.13, onde o percentual em peso do tungstênio foi de 10,97 %, enquanto na matriz o percentual foi de 0,27% .

Os precipitados influenciam diretamente nas propriedades mecânicas, podendo modificá-las profundamente, sendo que os principais fatores que as influenciam são: grau de coerência precipitado/matriz, tamanho, localização, distribuição e quantidade de precipitados na matriz. De uma maneira geral, estas variáveis são avaliadas

através de seus efeitos sobre o grau de dificuldade que impõem na movimentação de discordâncias.

Desta forma, para as duas amostras, levando-se em consideração apenas a variável quantidade de precipitados - com os precipitados uniformemente distribuídos na matriz - a tendência é que quanto maior for a sua quantidade, maior será a sua resistência mecânica, uma vez que muitos dos precipitados se localizam nas discordâncias, impedindo o seu deslocamento. No entanto, deve-se ressaltar que, para esta situação, outras propriedades, como por exemplo, a energia absorvida no impacto pode cair.

Conforme estudado por RAY (1994), SANDOR (2008) e HIDAYETOGLU (2001) a resistência ao desgaste dos aços ferramenta aumenta, com o aumento da fração volumétrica de carbonetos finos e aumento da dureza destes. Para aços ferramenta em que o principal elemento de liga é o cromo, com o aumento da temperatura de revenido, a precipitação de carbonetos dá-se pela seguinte ordem: primeiro carbonetos do tipo M_4C , depois M_7C_4 e por fim $M_{23}C_6$.

Quando se aumenta o teor em molibdênio, com o aumento da temperatura de revenido, a precipitação dá-se pela seguinte ordem: primeiro carbonetos do tipo M_3C , depois M_2C e por fim M_6C . Os carbonetos binários do tipo MC crescem rapidamente para altas temperaturas ou longos períodos à temperatura de revenido.

7. CONCLUSÕES

Todos os objetivos propostos neste trabalho foram atingidos e os resultados obtidos conduzem às seguintes conclusões:

1. O comportamento diferenciado dos cilindros em função da resistência ao lascamento foi bem identificado e permitiu determinar um mecanismo operante nesta falha.
2. A menor resistência ao lascamento apresentada pelo cilindro 02 deve-se, principalmente ao maior teor de elementos químicos, como o cromo, molibdênio e carbono e teor baixo de fosforo e enxofre. Os elementos cromo e molibdênio atuam como endurecedor por solução sólida enquanto o carbono atua como endurecedor por precipitação e estabilizante da fase martensita.
3. Estes mecanismos levam a um maior endurecimento superficial do cilindro 02 e conseqüentemente perda da ductilidade, conforme já relatado por Schroeder. Além disso, o cilindro 02 apresenta um comportamento heterogêneo de dureza ao longo do cilindro, o que proporciona a maior formação de pontos concentradores de tensão. Estes pontos concentradores de tensão aumentam a probabilidade de iniciação de trincas por fadiga de contato, causa já conhecida em um processo de laminação.
4. O aumento do esforço de compressão próxima da superfície provocado pela transformação martensítica da austenita retida durante o trabalho ou pela a deformação plástica localizada na região próxima da superfície pode resultar no desenvolvimento de trincas de fadiga, conforme foram observadas no cilindro 02, Figura 5.3.
5. Outro ponto verificado no cilindro 02 é a maior presença de inclusões não metálicas (Óxidos) que também atuam como pontos concentradores de tensão, ou seja, reduzem a resistência ao lascamento do cilindro.
6. O resultado de variação de dureza superficial após a etapa de retificação mostra que o valor ideal de desgaste é da ordem de 0,15 mm. Este valor é inferior ao orientado pelo fornecedor (0,25 a 0,30 mm), o que indica um ganho de gestão relacionado ao consumo de cilindros por tonelada de aços laminados.

7. Outro ponto importante estudado é que o cilindro 01, por não ter apresentado um encruamento superficial significativo, o valor ideal de desbaste passa a ser inferior a 0,15 mm (Citado anteriormente com base no cilindro 02), ou seja, o ganho de gestão em consumo de cilindros torna-se maior, somado a uma maior resistência ao lascamento.
8. Outra forma de se ter um ganho de gestão em consumo de cilindros seria a redução da frequência de retificação do cilindro 01, ou seja, aumentar a campanha de utilização do cilindro (Quantidade de material laminado entre processos de retificação).

8. CONTRIBUIÇÕES DESTA DISSERTAÇÃO

- Analise das causas de perdas de cilindros em laminadores Sendzimir através das avaliações de processo e microestrutura dos cilindros evitando falhas catastróficas e redução de tempo parado de equipamento.
- Entendimento das características dos materiais aplicados na fabricação dos cilindros intermediários para laminadores Sendzimir.

9. SUGESTÕES PARA DISSERTAÇÕES FUTURAS

- Caracterização dos carbonetos do tipo MC, M_2C , M_6C e M_7C_3 , presentes no aço ferramenta, Bem como caracterização de cada um deles.
- Correlacionar a microestrutura e as propriedades mecânicas dos aços-ferramenta para cilindro de laminação com o tratamento térmico (Têmpera e Revenimento) a que foram submetidos, determinando a melhor condição para atingir uma combinação de propriedades metalúrgicas e mecânicas adequadas ao uso.

9.1 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. DIETER, G. E., Metalurgia Mecânica, 2ª ed., Ed. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1981, p.178-181.
2. C. GASPARD, P. COSSE, D. BATAZZI, "Influence of various parameters on hardness measurements of Mill rolls" 28th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, October 26-28, 1986 Pittsburgh, PA.
3. K. H. SCHRÖDER: "A basic understanding of the mechanics of rolling mill rolls", File: SCHROEDER_ROLLS_010703.DOC. EWS, July 2003.
4. NETO, C. LOVATO; Simulação numérica da laminação a frio no laminador Sendzimir número 2 da Acesita. 86p. Dissertação de Mestrado – UFMG, Belo Horizonte, 2006.
5. FINSTERMAN, G.; NOPP, G.; EISENKÖCK, N.; KEINTZEL, G., Recent advances in temper and skin-pass rolling technology, Millenium Steel, p. 202-209, 2003.
6. GINZBURG, V. B., Steel - rolling technology: theory and practice. New York, Marcel Dekker Inc.,1989. p. 571-588.
7. SPRINGORUM, D., Technologies of profile and flatness control for hot and cold rolled strip in Germany. In: Technology and performance of profile control for hot and cold rolled flat products – Technical Exchange Session. International Iron and Steel Institute, 1991, p. 27-32.
8. ROBERTS, W.L. Cold Rolling of Steel. 1 ed. New York: Marcel Dekker, 1978. p799.
9. C.R.F. AZEVEDO, J. BELOTTI NETO, Failure analysis of forged and induction hardened steel cold work rolls. ELSEVIER - Engineering Failure Analysis 11 (2004) 951–966.
10. RAY, A; MUKHERJEE, D; SARKAR, B; MISHRA, S. Influence of microstructure on the premature failure of a 2nd intermediate Sendzimir mill drive roll. Journal of Materials Engineering and Performance. 1994. 3 (5) : 049-656

11. YU HAI-LIANG, LIU XIANG-HUA, LEE GYOO TAEK. Analysis of rolls deflection of Sendzimir mill by 3D FEM. Science Press. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 17(2007) 600-605
12. A.K. RAY, K.K. MISHRA, G. DAS, P.N. CHAUDHARY. Life of rolls in a cold rolling mill in a steel plant-operation versus manufacture. PERGAMON. Engineering Failure Analysis 7 (2000) 55-67.
13. L. HONGCHUN; J. ZHENGYI; A.K. TIEU; S.WEIHUA. Analysis of premature failure of work rolls in a cold strip plant. ELSEVIER. Wear 263 (2007) 1442–1446.
14. WU. QIONG; S., DA-LE; CHANG-SHENG LIU A, CHUN-GUANG LIA. Analysis of surface and sub-surface initiated spalling of forged cold work rolls. ELSEVIER. Engineering Failure Analysis 15 (2008) 401–410.
15. MUKHERJEE D, RAY A, BHATTACHARYYA SK. Spalling resistance of forged steel cold rolling mill rolls: a microstructural insight. Mater Forum (Australia) 1992; 16 (4):317–25.
16. WANG ZHAO-HUI, GAO QUAN-JIE, YAN CHAO, XIA ZHI-YONG, ZHANG YAO-BING. Calculation and Analysis of Force in Roll System of 20-High Sendzimir Mill. Journal of Iron and Steel Research, International. 2013, 20(9): 33-39
17. CHIAVERINI, VICENTE. Aços e Ferros Fundidos: Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 7º Ed , Editora ABM– São Paulo, 2012 – P. 314 -370.
18. PINTAÚDE, GIUSEPPE. Análise dos regimes moderado e severo de desgaste abrasivo utilizando ensaios instrumentados de dureza. São Paulo, 2002. 200p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
19. KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. Colorado: ASM International, 2st ed., 1990
20. JUNIOR, E. S; Efeito do tratamento térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços-ferramenta para trabalho a frio. Dissertação de Mestrado – USP, São Paulo, 2006.

21. ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. Tool Steels. 5. ed., American Society for Metals, Metals Park, OH., 1998.
22. American Society for Metals - Metals Handbook. v. 1, 7. ed., 1983.
23. TREZONA, R.I.; ALLSOPP, D.N.; HUTCHINGS, I.M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test, **Wear**, v. 225-229, p. 205-214, 1999
24. REED-HILL, R. E. Physical Metallurgy Principles. 2. ed., London: N.Y.: Van Nostrand Reinhold, 1973.
25. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials - E23-06 - Copyright 2006 ASTM International.
26. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials - E8M- 04 – Copyright 2006 ASTM International.
27. Standard Test Method for Transverse Testing - A438-80 - Copyright 2006 ASTM International.
28. COURTNEY, Thomas H. Mechanical Behavior of Materials. 2. Ed., N. Y.: McGraw-Hill, 1990.
29. MEURLING, F.; MELANDER, A.; TIDESTEN, M. WESTIN, L. Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steels and tool steels. International Journal of Fatigue, 23 (2001), 215-224.
30. SANDOR, LEONARDO TABORDA. Influência do teor de carbono na propagação de trinca por fadiga e na tenacidade à fratura em camada cementada em aços de alta resistência mecânica. Campinas, SP: [s.n.], 2008. Tese (Doutorado).
31. HIDAYETOGLU, T.K., Effect of the gear finishing process on bending fatigue crack initiation and propagation in spur gears. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, v 215, n 7, , 2001, p 785-792.
32. CUNHA, A. E DE ALMEIDA. Estudo do tratamento térmico de um aço ferramenta obtido por fundição. Porto, Portugal, 2012. Dissertação de Mestrado.

33. ROBERTS, W. L., "The Rolling Process Mechanical Engineering Explanation,"
Rolls For The Metalworking Industry, ISS, 1990, pp. 40 - 41.